

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

WO 02/21604 A1

(19) 世界知的所有権機関

国際事務局



(43) 国際公開日

2002年3月14日 (14.03.2002)

PCT

(10) 国際公開番号

WO 02/21604 A1

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ/特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR),
派付公開書類:
— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(51) 国際特許分類:

H01L 33/00, H01S 5/343

〒545-8522 大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号
Osaka (JP)

(21) 国際出願番号:

PCT/JP01/07664

(72) 発明者: および

(22) 国際公開日:

2001年9月4日 (04.09.2001)

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 津田有三 (TSUDA, Yukioh) (JP/JP); 〒632-0072 奈良県天理市富郷町289-1

(25) 国際公開の言語:

日本語

〒630-0243 奈良県生駒市桜口町950-1-313 Nara (JP); 〒630-0243 奈良県生駒市桜口町950-1-313 Nara (JP); 〒533-0032 大阪府大阪市東淀川区淡路5丁目21番 11-103号 Osaka (JP)

(26) 国際公開の言語:

日本語

(30) 優先権データ:

特願2000-273195 2000年9月8日 (08.09.2000) JP
特願2000-366970 2000年12月1日 (01.12.2000) JP

(74) 代理人: 深見久郎, 外 (FUKAHI, Hisao et al); 〒530-0054 大阪府大阪市北区南森町2丁目1番29号 三井住友銀行南森町ビル Osaka (JP)

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): シヤーマ株式会社 (SHARP KABUSHIKI KAISHA) (JP/JP);

(81) 指定国 (国内): KR, US.

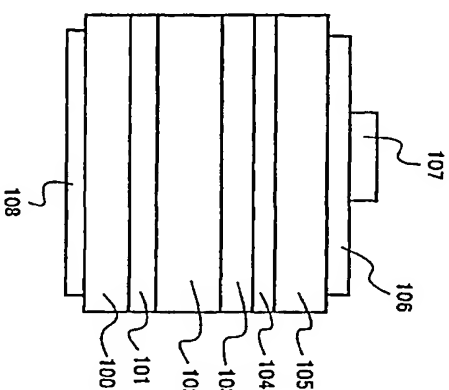
/続葉有/

(54) Title: NITRIDE SEMICONDUCTOR LIGHT-EMITTING DEVICE AND OPTICAL DEVICE INCLUDING THE SAME

(54) 発明の名称: 窒化物半導体発光素子とそれを含む光学装置

(57) Abstract: A nitride semiconductor light-emitting device includes a light-emitting layer (103) formed on a substrate (100). The light-emitting layer is characterized by comprising a quantum well layer containing Al and made of $Ga^{1-x-y}Al_xP_ySb_z$ ($0 < x + y + z < 0.3$).

(57) 要約:



WO 02/21604 A1

窒化物半導体発光素子は、基板上 (100) において形成された発光層 (103) を含み、その発光層はAlを含む $Ga^{1-x-y}Al_xP_ySb_z$ ($0 < x + y + z \leq 0.3$) の量子井戸層を含むことを特徴としている。

明細書

窒化物半導体発光素子とそれを含む光学装置

5 技術分野

本発明は、発光効率の高い窒化物半導体発光素子とこれを利用した光学装置に関するものである。

背景技術

10 従来から、窒化物半導体は、発光素子やハイクワー半導体デバイスとして利用または研究されている。窒化物半導体発光素子の場合、発光層中で光を発する量子井戸層はインジウムを含有するInGaNから構成されており、そのIn含有量を定めることによって青色から橙色までの広い色範囲内の発光素子を作製することができる。近年では、その窒化物半導体発光素子の特性を利用して、青色や緑色の発光ダイオードや、青紫色の半導体レーザなどが開発されている。また、特開平10-270804では、GaNAs井戸層/GaN障壁層からなる発光層を含む発光素子が報告されている。

15 しかしながら、InGaN量子井戸層を利用して発光素子を作製する場合、InGaN層は化学的熱平衡状態が非常に不安定であることから、結晶性の良好な発光層を形成することが困難である。特に、In含有率が111族元素中で15%以上であるInGaN結晶層を成長させる場合、その成長温度に依存してInGaN結晶がIn含有率の高い領域と低い領域とに相分離されやすい(以下、これを濃度分離ともいう)。このような濃度分離が生じれば、発光効率の低下と発光波長の半値幅の増大(色純)の原因となる。

25 他方、GaNAs井戸層(Asの少なくとも一部はPおよび/またはSbで置換可能)は、Inを含んでいないので上記のような濃度分離の問題を生じることがないが、Asなどが含まれることによって結晶系の異なる相分離(六方晶系と立方晶系との分離)を生じ、このような結晶系分離が生じれば井戸層の結晶性と発光効率の低下の原因となる。

5 発明の開示

そこで、本発明では、窒化物半導体からなる量子井戸構造を有する発光層を含む窒化物半導体発光素子において、量子井戸層の結晶性を改善するとともに相分離を抑制することによって、その発光効率を向上させることを主目的としている。

なお、その基板は窒化物半導体からなることが好ましく、擬似GaN基板であってもよい。また、基板の貫通転位密度に対応するエッチピット密度は、 $7 \times 10^7 / \text{cm}^2$ 以下であることが好ましい。

10 単一量子井戸層はAlを $6 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以上の濃度で含むことが好ましく、 0.4 nm 以上で 20 nm 以下の厚さを有することが好ましい。また、井戸層はSi、O、S、C、Ge、Zn、CdまたはMgの少なくともいずれかのドーパントを含むことが好ましく、そのドーパント濃度は $1 \times 10^{16} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲内にあることが好ましい。

15 本発明のもう一つの態様によれば、窒化物半導体発光素子は、基板上において複数の量子井戸層と複数の障壁層とが交互に積層された多重量子井戸構造を有する発光層を含み、それらの量子井戸層は $\text{Ga}_{1-x}\text{In}_x\text{N}$ 、 $\text{As}_y\text{P}_z\text{Sb}_w$ ($0 \leq x \leq 0.10, 0 \leq y \leq 0.16, 0 \leq z \leq 0.04, x+y+z > 0$) からなっていて付加的に少なくともAlを含有し、障壁層は窒化物半導体からなることを特徴としている。

20 その基板材料としては、GaNが好ましく用いられ得る。そして、光を発する作用を生じる発光層は量子井戸層と障壁層とを含んでおり、量子井戸層は障壁層に比べて小さなエネルギーギャップギャップを有している。

25 井戸層のAl含有量は $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以上であることが好ましい。障壁層は、As、P、およびSbから選択されたいずれかの元素を含むことが好ましい。発光層は、2層以上で10層以下の井戸層を含んでいることが好ましい。量子井戸層は、 0.4 nm 以上で 20 nm 以下の厚さを有していることが好ましい。

障壁層は、1 nm以上で20 nm以下の厚さを有していることが好ましい。

窒化物半導体発光素子は基板を含み、発光層の両主面のうちでその基板に近い第1主面に接する第1階接半導体層と基板から遠い第2主面に接する第2階接半導体層との少なくとも一方はAlを含む窒化物半導体からなることが好ましい。

井戸層と障壁層の少なくとも一方は、Si、O、S、C、Ge、Zn、Cd、またはMgの少なくともいずれかのドーパントが添加されていることが好ましい。そのようなドーパントの添加量は、 $1 \times 10^{16} \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲内にあることが好ましい。

以上のような窒化物半導体発光素子は、光情報読出装置、光情報書き込装置、光ピックアップ装置、レーザープリンタ装置、プロジェクタ装置、表示装置、白色光源装置などの種々の光学装置において好ましく用いられ得るものである。

図面の簡単な説明

図1は、本発明の実施例による窒化物半導体ダイオード素子の構造を示す模式的な断面図である。

図2は、擬似GaN基板の一例を示す模式的な断面図である。

図3Aと図3Bは、擬似GaN基板の製造過程を説明するための模式的な断面図である。

図4は、他の実施例による発光ダイオード素子の模式的な断面図である。

図5は、図4の発光ダイオード素子の上面図である。

図6は、量子井戸層中のAl添加量が結晶系分離の度合いおよび発光強度に及ぼす影響を示すグラフである。

図7は、他の実施例による窒化物半導体レーザー素子の構造を示す模式的な断面図である。

図8は、実施例によるレーザー素子のチップ分割を説明するための模式的な上面図である。

図9は、レーザー素子の井戸層数と閾値電流密度との関係を示すグラフである。

図10Aと図10Bは、実施例による発光素子中のエネルギーバンドギャップ構造を模式的に示す図である。

図11Aと図11Bは、実施例による発光素子中のエネルギーバンドギャップ構造の他の例を模式的に示す図である。

図12は、実施例による発光素子中のエネルギーバンドギャップ構造の他の例を模式的に示す図である。

図13は、実施例として窒化物半導体基板を用いたレーザー素子の構造を示す模式的な断面図である。

図14は、本発明による発光素子において利用され得る窒化物半導体厚膜基板を示す模式的な断面図である。

図15Aは本発明による発光ダイオード素子の一例を示す模式的な断面図であり、図15Bは図15Aのダイオード素子に対応する模式的な上面図である。

図16は、本発明による発光ダイオード素子の井戸層数と発光強度との関係を示すグラフである。

図17は、本発明による発光素子が用いられた光学装置の一例としての光ディスク記録再生装置を示す模式的なブロック図である。

発明を実施するための最良の形態

一般に、窒化物半導体結晶層を成長させる際には、GaNやサフアイトなどGaN基板と同様に、他の窒化物半導体基板をも用いることもでき、たとえばAl_{0.5}Ga_{0.5}In_{0.5}N ($0 \leq a \leq 1$, $0 \leq b \leq 1$, $0 \leq c \leq 1$, $a+b+c=1$) 基板を用いることもできる。この基板中の窒素元素は、その約10%以下の範囲内でAs、P、またはSbで置換されてもよい(ただし、六方晶系が維持されることが条件)。窒化物半導体レーザーの場合では、垂直横モードの単峰化のためにはクラッド層よりも屈折率の低い層がそのクラッド層の外側に接している必要があり、AlGaN基板を用いることが好ましい。さらに、Si、O、Cl、S、C、Ge、Zn、Cd、Mg、またはBeが基板にドーピングされてもよい。n型窒化物半導体基板のためには、これらのドーピング剤のうちでSi、O、およびClが特に好ましい。

以下の実施例においてはサフアイトまたは窒化物半導体のC面(0001)基板について説明されるが、その基板の主面となる面方位としては、C面のほかに、

A面 {11-20}、R面 {1-102}、またはM面 {1-100} を用いて
もよい。また、それらの面方位から2度以内のオフ角度を有する基板であれば、
その上に成長させられる半導体結晶層の表面モフォロジーが良好になる。

結晶層を成長させる方法としては、有機金属気相成長法 (MOCVD)、分子
線エピタキシ法 (MBE)、ヘイドライド気相成長法 (HVPE) などが一般的
に利用される。

特開平10-270804号公報で紹介された従来のGaNA_s井戸層は、I
nを含んでいないためにInによる相分離は生じない。しかしながら、その井戸
層にAsが含まれることによって結晶系分離を引き起こされ、得られる窒化物半
導体発光素子の結晶性の低下と発光効率の低下とを招いていた。

この結晶系分離はGaNA_s井戸層に限らず、GaNP井戸層またはGaNS
b井戸層でも生じる。このことから、井戸層の結晶系分離は、As、PまたはS
bを含むことによって生じると考えられる。

この結晶系分離は、Gaに対するAs、PまたはSbの吸着率が、Gaに対す
るNの吸着率に比べて極めて高いことと、NがAs、PまたはSbに比べて極め
て揮発性が高いこと (結晶中からNが抜け出してしまうこと) に起因していると思
えらる。すなわち、Ga用原料とN用原料を供給してGaN結晶を気相成長さ
せる工程において、GaN結晶中の最表面 (エピタキシャル成長面) では供給さ
れたN原料の一部はGa原料と結合してGa_aN結晶となるが、その大半はNの揮
発性が高いことによって再蒸発してしまうと考えられる。

一方、Nの再蒸発によってGa_aN結晶になれなかったGa_aは、エピタキシャル
成長面上をしばらく表面拡散した後に再蒸発する。ところが、N原料に加えて、
As、PまたはSbの原料が供給されれば、余ったGa_aがエピタキシャル成長面
上に拡散している最中に容易にAs、PまたはSbと吸着してしまう。なぜなら
ば、Ga_aはNに対する吸着率よりもAs、PまたはSbに対して極めて高い吸着
率を有しているからである。このことにより、Ga_a-As、Ga_a-PまたはGa_a-
Sbの結合が高い確率で形成されると考えられる。しかも、Ga_aは表面マイグ
レーション長が長いために、Ga_a-As、Ga_a-PまたはGa_a-Sbの結合同士
が互いに出会う確率が高く、その出会いの際にそれらの結合が固定されて結晶化

し得る。これれによって前述の偏析効果も生じ得ると考えられる。この偏析効果
は、その度合いが大きくなれば、最終的にはGa_a-As、Ga_a-PまたはGa_a-
Sbの割合割合の高い領域 (立方晶系) と低い領域 (六方晶系) への分離を生じ
させる。これが結晶系分離であると考えられる。したがって、この結晶系分離を
低減するためには、結晶中にNを効率よく取り込むことが肝要である。

[実施例1]

本発明の実施例1による窒化物半導体発光素子では、後述するように、発光層
に含まれるGa_aN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_zの単一量子井戸層 (ただし、 $0 < x + y + z \leq 0.3$) 中にAlを含有させることによって、その結晶系分離を低減させる
ことができた。これは、Ga_aに比べてAlがNに対して極めて高い反応性を有し、
井戸層中からNが抜け出ることを防止するように働いたためではないかと思われ
る。しかも、Alの表面マイグレーション長はGaのそれと比較して短いの
で、AlがAs、PまたはSbと結合しても、上述のような顕著な偏析効果は生じ得
ないと考えられる。このことから、Ga_aN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z単一井戸層 (た
だし、 $0 < x + y + z \leq 0.3$) 中にAlを添加することによって結晶系分離を低
減することができたと考えられる。

(単一井戸層におけるAs、PまたはSbの組成比について)

窒化物半導体発光素子におけるAlGa_aN_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z単一井戸層中の
As、PまたはSbの総和の組成比 $x + y + z$ は、 $0.01\%以上で30\%以下$
にすることが好ましく、より好ましくは $0.1\%以上で10\%以下$ である。その
組成比 $x + y + z$ が $0.01\%より小さく$ なれば、単一井戸層中にAs、P、
またはSbを含有させたことによる発光強度の向上が得られにくくなる。他方、
の組成比 $x + y + z$ が $30\%より高く$ なれば、単一井戸層にAlが添加されて
も、As、P、またはSbによる結晶系分離を低減させるべくなくなる。また、組成
比 $x + y + z$ が $0.1\%以上で10\%以下$ であれば、Alの添加による効果が充
分に発揮され得るので好ましい。

(本発明の単一井戸層の層厚について)

Al₁Ga_{1-x}N_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z ($0 < x + y + z \leq 0.3$) 単一井戸層の厚
さはAl組成比 a にも依存するが、As、PまたはSbの平均組成比 ($0 < x +$

$y + z \leq 0.3$ を満足していれば、その層厚を100nm程度まで厚く成長させることが可能である。これは、その平均組成比によって結晶系分離が低減されたためであると考えられる。しかしながら、発光素子として考えた場合、有効な単一井戸層の厚さは0.4nm以上で20nm以下の範囲内にあることが好ましい。単一井戸層厚が0.4nmを下回れば、量子井戸効果によるキャリアの閉じ込め準位が高くなり過ぎて発光効率が低下してしまう可能性がある。一方、単一井戸層厚が20nmよりも大きくなれば、素子の電気抵抗が高くなる可能性がある。

(単一井戸層のAl添加量について)

図6は、 $GaN_{0.92}P_{0.08}$ 単一井戸層中のAl添加が結晶系分離の度合いと発光強度に及ぼす影響を表している。すなわち図6において、横軸は井戸層中のAl添加量を表し、左の縦軸は結晶系分離の度合い(%)を表し、そして右の縦軸は発光強度を表している。図6における発光強度は、Alが添加されていないときの発光強度を1として規格化されている。ここで結晶系分離の度合いとは、井戸層中の単位体積中に占める結晶系分離を起している部分の体積分率を表している。

図6を参照すればわかるように、結晶系分離の度合い(%)はAlの添加量が $6 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ の辺りから減少し始め、 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以上になれば3%以下になった。一方、発光強度はAlの添加量が $6 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ の辺りから増加し始め、 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以上になれば10倍以上になった。これらの関係から、結晶系分離と発光強度との間には、相関関係があると考えられる。

以上のことから、発光強度の高い(発光効率の高い)単一井戸層を得るためには結晶系分離の度合いが6%以下であることが好ましく、3%以下であることがより好ましい。そして、そのような結晶系分離の度合いを得るためには、Al添加量が $6 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以上であることが好ましく、 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ 以上であることがより好ましい。

Al添加量の上限值としては、 $Al_{1-x}Ga_xN_{1-y}P_yAs_z$ 、 P 、 Sb 、単一井戸層のAl組成比aで表せば0.2以下(添加量 $8.8 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下に相当)であることが好ましく、0.1以下(添加量 $4.4 \times 10^{21}/\text{cm}^3$ 以下に相

当)であることがさらに好ましい。ただし、As、PまたはSbの組成比は、 $0 < x + y + z \leq 0.3$ でなければならぬ。Alの組成比aが20%を超えれば、単一井戸層の結晶性が低下して発光効率が低下するので好ましくない。Alの組成比aが10%以下であれば、素子の動作電圧が減少し得るので好ましい。

図6は $GaN_{0.92}P_{0.08}$ 結晶中にAlが添加される場合について示しているが、 $GaN_{1-x}P_xAs_yP_zSb_t$ 結晶 ($0 < x + y + z \leq 0.3$) 中にAlが添加される場合であっても、図6と同様の傾向を得ることが可能である。

(単一井戸層の発光波長について)

$Al_{1-x}Ga_xN_{1-y}P_yAs_zP_tSb_t$ ($0 < x + y + z \leq 0.3$) 単一井戸層においては、主にAs、PまたはSbの組成比を調整することによって、目的とする発光波長を得ることができる。

たとえば、図6に示されているようにAlがドーピングレベル(単一井戸層のAl組成比が1%未満)で添加されている場合、紫外外の380nm近傍の発光波長を得るためには、 $AlGaIn_{1-x}As_s$ の場合は $x=0.005$ 、 $AlGaIn_{1-y}P_y$ の場合は $y=0.01$ 、そして $AlGaIn_{1-x}Sb_t$ の場合は $z=0.002$ であればよい。また、青色の410nm近傍の発光波長を得るためには、 $AlGaIn_{1-x}As_s$ の場合は $x=0.02$ 、 $AlGaIn_{1-y}P_y$ の場合は $y=0.03$ 、そして $AlGaIn_{1-x}Sb_t$ の場合は $z=0.01$ であればよい。さらに、青色の470nm近傍の波長を得るためには、 $AlGaIn_{1-x}As_s$ の場合は $x=0.03$ 、 $AlGaIn_{1-y}P_y$ の場合は $y=0.06$ 、そして $AlGaIn_{1-x}Sb_t$ の場合は $z=0.02$ であればよい。さらにまた、緑色の520nm近傍の波長を得るためには、 $AlGaIn_{1-x}As_s$ の場合は $x=0.05$ 、 $AlGaIn_{1-y}P_y$ の場合は $y=0.08$ 、 $AlGaIn_{1-x}Sb_t$ の場合は $z=0.03$ であればよい。さらにまた、赤色の650nm近傍の波長を得るためには、 $AlGaIn_{1-x}As_s$ の場合は $x=0.07$ 、 $AlGaIn_{1-y}P_y$ の場合は $y=0.12$ 、そして $AlGaIn_{1-x}Sb_t$ の場合は $z=0.04$ であればよい。上述の組成比近傍で単一井戸層を作製すれば、およそその目的とする発光波長を得ることが可能である。

次に、Alが組成比レベル(Al組成比が1%以上)で添加されている場合、As、PまたはSbの組成比を高めに調整すればよい。具体的なAsまたはPの

組成比と発光波長との関係が表1と表2に示されている。表1は、 $Al_{1-x}Ga_xN_{1-y}As_y$ 単一井戸層を用いて目的とする発光波長を得るためのA1組成比 (a) とAs組成比 (x) との関係を示している。表2は、 $Al_{1-x}Ga_xN_{1-y}P_y$ 単一井戸層を用いて目的とする発光波長を得るためのA1組成比 (a) とP組成比 (y) との関係を示している。Sbの組成比については、0.04以下が好ましい。これは、Sbの組成比が0.04よりも高くなれば結晶性が著しく低下するからである。

【表1】

	Al _{1-x} Ga _x N _{1-y} As _y						
	a=0.01	a=0.02	a=0.03	a=0.05	a=0.1	a=0.2	
發光波長	380nm	0.01	0.01	0.01	0.01	0.02	0.03
	400nm	0.01	0.02	0.02	0.02	0.02	0.04
	410nm	0.02	0.02	0.02	0.02	0.03	0.04
	470nm	0.04	0.04	0.04	0.04	0.05	0.06
	520nm	0.05	0.05	0.05	0.05	0.06	0.07
	650nm	0.07	0.07	0.07	0.08	0.08	0.10

10

【表2】

	$Al_{1-x}Ga_xN_{1-y}P_y$					
	a=0.01	a=0.02	a=0.03	a=0.05	a=0.1	a=0.2
380nm	0.01	0.01	0.01	0.02	0.03	0.04
400nm	0.02	0.02	0.03	0.03	0.04	0.06
410nm	0.03	0.03	0.03	0.04	0.04	0.06
470nm	0.06	0.06	0.06	0.07	0.07	0.10
520nm	0.08	0.08	0.08	0.09	0.10	0.12
650nm	0.12	0.12	0.12	0.13	0.14	0.16

(単一井戸層を含む発光素子を成長させる基板について)

本発明者らは、単一井戸層を含む発光素子の発光強度が、その単一井戸層を成長させる基板に依存して変化することを見出した。これは、基板に依存して発光素子中の結晶欠陥密度が変化すること、A1の表面ヤング係数が短いため結晶欠陥の近傍で容易にA1がトラップされてしまうことによると考えられる。その結果、A1の添加による結晶分離の低減効果は、結晶欠陥付近でし

が発現されず、基板上全体においてその低減効果を十分得ることができなかったのではないかと考えられる。

本発明者らの知見によれば、窒化物半導体基板の上に単一井戸層を含む発光素子が成長させられた場合にその発光強度が強く、すなわち窒化物半導体基板が最も好ましい基板であった。たとえば、GaN基板上に成長した窒化物半導体膜のエッチピット密度は、約 $5 \times 10^7 / \text{cm}^2$ 以下であった。これは、従来の窒化物半導体発光素子の基板として使用されていたサフアイア基板やSiC基板 (窒化物半導体基板以外の基板) 上の窒化物半導体膜のエッチピット密度 (約 $4 \times 10^8 / \text{cm}^2$ 以上) よりも小さい値である。ここで、エッチピット密度とは、燐酸：硫酸=1：3のエッチング液 (温度250℃) にエピウエハ (発光素子) を10分間浸し、そのウエハの表面に形成されたピット密度を測定したものである。このエッチピット密度はエピウエハ表面のピット密度を測定しているので、厳密には井戸層の結晶欠陥密度を測定しているわけではない。しかしながら、エッチピット密度が高ければ井戸層中の結晶欠陥密度も比例して高くなるので、エッチピット密度の測定は井戸層中に結晶欠陥が多いかどうかの指標と成り得る。

窒化物半導体基板の次に好ましい基板は、擬似GaN基板であった。擬似GaN基板の製造方法などについては、実施例2において詳細に述べられる。擬似GaN基板上に成長した窒化物半導体膜のエッチピット密度は、最も少ないエッチピット密度の領域で約 $7 \times 10^7 / \text{cm}^2$ 以下であった。これは、GaN基板上に成長した窒化物半導体膜のエッチピット密度に近い値である。しかしながら、擬似GaN基板は、エッチピット密度の低い領域と高い領域が混在しているので、GaN基板 (窒化物半導体基板の一例) に比べて発光素子の歩留まりを低下させる傾向にある。他方、擬似GaN基板は、窒化物半導体基板に比べて大面積のものが安価に製造され得るという利点を有している。

(単一井戸層の不純物添加について)

本発明者らによるフォトルミネッセンス (PL) 測定によれば、単一井戸層中にSiを添加した場合に、そのPL発光強度が約1.2倍程度に強くなった。すなわち、単一井戸層に不純物を添加することによって、発光素子の発光強度を向上させることができる。これは、以下の理由によると考えられる。本発明における

単一井戸層においては、Alを添加することによって結晶系分離を効果的に低減することができた。しかしながら、Alはエピタキシャル成長面上での表面エネルギーシヨシン長がGaに比べて短いので、結晶中の欠陥近傍に容易にトラップされてしまうと考えられる。その結果、結晶系分離の抑制効果は主に結晶欠陥の近傍で作用し得る。

そこで、単一井戸層中にSiの不純物が添加される。不純物はエピタキシャル成長膜全面に均一に分布させられ、結晶成長のための核を形成する。この核は結晶欠陥と同様にAlをトラップする働きがあると思われる。しかも、それらの核は、結晶欠陥と異なってエピタキシャル成長膜全面に均一分布させられるので、単一井戸層全体にAlを均一に分布させる働きを生じると考えられる。このことにより、結晶系分離の低減効果が効率良く発揮され、発光強度の向上につながると思われる。特に、窒化物半導体基板以外のたとえばサファイア基板などの上に成長させられた単一井戸層を含む発光素子においては、結晶欠陥が多いため(エッチピット密度 $4 \times 10^6 / \text{cm}^2$ 以上)、不純物の添加による効果が顕著であった。

なお、Si以外にO、S、C、Ge、Zn、CdおよびMgの少なくとも1種類以上の不純物が添加されても、同様の効果を得ることが可能である。また、不純物の添加量は、 $1 \times 10^{16} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲内にあることが好ましかった。不純物の添加量が $1 \times 10^{16} / \text{cm}^3$ より少ないければ、発光素子の発光強度の向上が得られなかった。一方、不純物の添加量が $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ よりも多くなれば、結晶性の悪化が生じる(発光効率が低下する)ので好ましくなかった。

(単一井戸層を含む発光ダイオード素子)

図1は、単一井戸層を含む窒化物半導体発光ダイオード素子の一例を模式的な断面図で表している。このダイオード素子は、主面としてC面(0001)を有するn型GaN基板100、比較的低温で形成されたGaNバンプ層101(膜厚100nm)、n型GaN層102(膜厚3 μm 、Si不純物濃度 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$)、単一井戸層103、p型Al_{0.1}Ga_{0.9}Nキャリアプロック層104(膜厚20nm、Mg不純物濃度 $6 \times 10^{19} / \text{cm}^3$)、p型GaNコンタクト

層105(膜厚0.1 μm 、Mg不純物濃度 $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$)、透光性電極106、p電極107、およびn電極108を含んでいる。

図1のダイオード素子の製造に際しては、まずMOCVD(有機金属気相成長)装置中にn型GaN基板100をセットし、V族元素用原料のNH₃(アンモニア)とIII族元素用原料のTMGa(トリメチルガリウム)を用いて、比較的低い550℃の基板温度でGaNバンプ層101を100nmの厚さに成長させた。次に、1050℃の基板温度においてNH₃とTMGaをSiH₄(シラン)に加え、n型GaN層102(Si不純物濃度 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$)を3 μm の厚さに形成した。その後、基板温度を800℃に下げて、厚さ4nmのAl_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.92}P_{0.08}単一井戸層103を成長させた。その際に、単一井戸層にSiH₄(Si不純物濃度 $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$)が添加された。

次に、基板を再び1050℃まで昇温して、厚さ20nmのp型Al_{0.1}Ga_{0.9}Nキャリアプロック層104と厚さ0.1 μm のp型GaNコンタクト層105を成長させた。p型不純物としては、EtCP₂Mg(ビスエチルシクロペンタジエニルマグネシウム)を用いて、Mgが $5 \times 10^{19} / \text{cm}^3 \sim 2 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲内の濃度で添加された。p型GaNコンタクト層105中のp型不純物濃度は、透光性電極106が形成される表面に近づくにしたがって増大させることが好ましい。なぜならば、そうすることによって、不純物の添加による結晶欠陥の増大を抑制しつつp電極のコンタクト抵抗を低減させることができるからである。また、Mgの活性化を妨げているp型層中の残留水素を除去するために、p型層成長中に微量の酸素を混入させてもよい。

p型GaNコンタクト層106を成長させた後には、MOCVD装置の反応室内のガスを窒素とNH₃に置換し、基板温度を60℃/分の速度で低下させた。基板温度が800℃に降下した時点でNH₃の供給を停止し、基板はその温度で5分間待機させられてから室温まで降温させられた。このような基板の保持温度は650℃から900℃の範囲内にあることが好ましく、待機時間は3分以上で10分以下の範囲内にあることが好ましかった。また、保持温度後の降温速度は、30℃/分以上であることが好ましい。こうして作製された成長膜をラマン測定によって評価した結果、従来のp型窒化物半導体膜で利用されているp型化アニ

ールを行わなくても、その成長膜はすでにp型の特性を示していた(Mgが活性化していた)。また、p型化アニールを行わなくても、後述のp電極形成後のコンタクト抵抗も低減していた。しかし、従来のp型化アニールを組み合わせれば、Mgの活性化率がさらに向上することは言うまでもない。

続いて、MOCVD装置からエビウエハを取り出して、電極形成を行った。本実施例では、n型GaN基板100を用いているので、その表面上にHf/Auの順序でn電極108を形成した。このn電極材料の他に、Ti/Al、Ti/Mo、またはHf/Alなどを用いてもよい。特に、n電極にHfを用いれば、その電極のコンタクト抵抗が下がるので好ましい。p電極形成に際しては、透光性電極106として極めて薄い厚さ7nmのPd膜を蒸着し、p電極107としてAu膜を蒸着した。その透光性電極材料の他に、たとえばNi、Pd/Mo、Pd/Pt、Pd/Au、またはNi/Auなどを用いてもよい。

最後に、n型GaN基板100の裏面(n電極108の蒸着面)側からスクライバを用いてチップ分割を行った。スクライバを基板の裏面側から行ったのは、光が取り出される透光性電極側にスクライバによる削り屑が付着しないようにするためである。スクライバの方向に関しては、少なくとも素子チップの一边が窒化物半導体基板の劈開面を含むようにチップ分割された。このことにより、チップやクラッキングなどによるチップ形状の異常を防止し、ウエハ当たりの素子チップの取得率を向上させた。

本実施例において、低温バンプ層101は $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 \leq x \leq 1$)であれば良く、また、そのバンプ層は省略されてもよい。しかしながら、現在供給されているGaN基板は表面モフォロジが好ましくないのので、 $Al_xGa_{1-x}N$ バンプ層 ($0 \leq x \leq 1$) を挿入した方が、表面モフォロジが改善される点で好ましい。ここで、低温バンプ層とは、比較的低い450℃〜600℃の成長温度で形成されたバンプ層を意味する。このように低温の成長温度範囲内で形成されたバンプ層は、多結晶または非晶質である。

本実施例の単一井戸層103は、n型GaN層102とp型 $Al_{0.1}Ga_{0.9}N$ キヤリアプロック層104の間に接して設けられているが、n型GaN層102と単一井戸層103との間に、新たな第1中間層を設けてもよい。同様に、単一井

戸層103とp型 $Al_{0.1}Ga_{0.9}N$ キヤリアプロック層104との間に新たな第2中間層を設けてもよい。その場合には、それらの層の屈折率について、単一井戸層>第1中間層>n型GaN層、および単一井戸層>第2中間層>p型 $Al_{0.1}Ga_{0.9}N$ キヤリアプロック層の関係になるようにする。こうすることによって、単一井戸層内に効率良く光を閉じ込めることができ、たとえばスーパールミネッセントダイオードまたはgraded-index separate confinement heterostructure構造レーザとして応用することができる。なお、本実施例の単一井戸層103には不純物(Si)を $1 \times 10^{18}/cm^3$ の濃度で添加したが、この不純物は必ずしも添加されなくてもよい。

p型 $Al_{0.1}Ga_{0.9}N$ キヤリアプロック層104においては、Alの組成比は0.1以外であってもよい。このAl組成比を高くすれば、単一井戸層中へのキヤリア閉じ込め効果が強くなるので好ましい。一方、キヤリア閉じ込め効果が保持される範囲内でAl組成比を小さくすれば、キヤリアプロック層内のキヤリア移動度が大きくなって電気抵抗が低くなるので好ましい。また、キヤリアプロック層104はAlを含んでいるので、単一井戸層中のAs、PまたはSbの元素がp型GaNコンタクト層105中に拡散することを防止し得る。このことにより、発光素子の発光波長が設計値からずれることを防止し得る。なお、キヤリアプロック層104はAlGaNの3元混晶に限られず、 $AlInGa_{1-x}N$ 、 $AlGaNP$ 、または $AlGaNA_s$ の4元混晶であってもよい。

本実施例のn電極108は、n型GaN基板100の裏面上に形成されたが、ドライエッチング法などを用いてエビウエハのp電極側からn型GaN層102の一部を露出させて、その露出部にn電極を形成してもよい(たとえば図4参照)。

本実施例では、GaN基板のC面(0001)が利用されたが、基板の主面方位はC面の他にC面(000-1)、A面(11-20)、R面(1-102)、M面(1-100)、または(1-101)面を用いてもよい。また、それらの面方位から2度以内のオフ角度を有する基板面であれば表面モフォロジが良好であって好ましい。また、GaN基板は、その他の窒化物半導体基板で置き替えられてもよい。

また、本実施例ではMOCVD装置による結晶成長方法について説明されたが、分子線エビタキシ法 (MBE) やハイドライド気相成長法 (HVP E) などが用いられてもよい。

[実施例2]

実施2においては、図1のGaN基板100が図2の擬似GaN基板200または図3Bの擬似GaN基板200aに置き換えられ、図4の例のようにp電極とn電極が基板の同一側面に形成されたことのみにおいて実施1と異なっている。図2の擬似GaN基板200は、種基板201、低温バンプ層202、n型GaN層203、成長抑制膜204、およびn型GaN厚膜205を含んでいる。種基板201は、n型GaN厚膜205を成長させるための母材として使用される。成長抑制膜とは、直接その上には窒化物半導体層が成長しない膜を意味する。ここにおける擬似GaN基板は、図2に示された構成に限られず、少なくとも種基板と成長抑制膜を含んで構成されるものを意味する。

図3Bの擬似GaN基板200aは、種基板201、低温バンプ層202、第1のn型GaN膜203a、および第2のn型GaN膜203bを含んでいる。図3Aは、擬似GaN基板200aを作製するための途中の工程を表している。

擬似GaN基板200aの作製に際しては、図3Aに示されているように、第1のn型GaN膜203aを積層後、ドライエッチング法またはウェットエッチング法によってそのGaN膜203aの表面を溝状に加工する。その後、ウエハを再び結晶成長装置に搬入し、第2のn型GaN膜203bを積層して、擬似GaN基板200aを完成させる (図3B参照)。図3Aでは、第1のn型GaN膜203aの厚さの途中までしか溝を形成していないが、低温バンプ層202または種基板201にいたる深さまで溝を形成してもよい。

このようにして作製された擬似GaN基板200または200a上に窒化物半導体膜を成長させた場合には、その窒化物半導体膜の結晶欠陥密度は、サフアイア基板やSiC基板上に直接成長させられた場合に比べて低かった。したがって、本実施例の擬似GaN基板を用いれば、単一井戸層にAlを添加したことによる結晶系分離の低減効果をより効率良く発揮させることができ、発光素子の発光効率向上し得る。種基板201の具体例としては、C面サフアイア、M面サフアイア、A面サフアイア、R面サフアイア、GaAs、ZnO、MgO、スピネル、Ge、Si、GaN、6H-SiC、4H-SiC、および3C-SiCなどが挙げられる。

種基板201としてSiC基板やSi基板を使用する場合、これらの基板は導電性であるので、図1のように基板の裏面側にn電極を形成してもよい。ただし、その場合には、低温バンプ層202の替わりに高温バンプ層を用いる必要がある。ここで、高温バンプ層とは、比較的高い700℃以上の成長温度で形成されるバンプ層を意味する。また、その高温バンプ層は、Alを含有していなければならぬ。なぜならば、高温バンプ層が少なくともAlを含有していなければ、SiC基板上またはSi基板上に結晶性の良い窒化物半導体膜を形成することができないからである。最も好ましい高温バンプ層の材質は、InAlNである。

成長抑制膜204の具体例としては、SiO₂膜、Si₃N₄膜、TiO₂膜、およびAl₂O₃膜などの誘電体膜、またはタンングステン膜などの金属膜が挙げられる。

[実施例3]

実施例3は、窒化物半導体基板以外の基板上に窒化物半導体バンプ層を介して窒化物半導体発光ダイオードを作製したことと、その基板の同一側面にp電極とn電極を形成したことのみにおいて実施例1と異なっている。

図4は実施例3の窒化物半導体発光ダイオードを模式的な断面図で表しており、図5は図4に対応する上面図を表している。図4のダイオード素子は、C面(1001)サフアイア基板300、低温GaNバンプ層101 (膜厚25nm)、n型GaN層102、単一井戸層103、p型Al_{0.1}Ga_{0.9}Nキャリヤプロック層104、p型GaNコンタクト層105、透光性電極106、p電極107、n電極108、および誘電体膜109を含んでいる。

本実施例において窒化物半導体基板以外の基板 (サフアイア基板) 上に成長させた窒化物半導体発光ダイオードは、実施例1における窒化物半導体基板上または実施例2における擬似GaN基板上に成長させた場合に比べて、高い結晶欠陥密度 (エッチピット密度4×10⁸/cm²以上) を有している。しかしながら、

従来のGaNAs井戸層、GaNP井戸層またはGaN Sb井戸層を含む従来のダイオード素子に比べれば、Alを含有する井戸層を含む本実施例3の素子では結晶系分離が低減されて発光強度が改善される。

本実施例ではサフアイト基板が用いられたが、6H-SiC、4H-SiC、3C-SiC、Si、またはスピネル(MgAl₂O₄)などが基板として用いられてもよい。また、SiC基板やSi基板は導電性基板であるので、図1のように基板の裏面側にn電極を形成してもよい。なお、SiC基板やSi基板を用いる場合には、実施例2の場合と同様に、Alを含む高温バツフ層が形成されなければならない。

また、実施例3ではC面(0001)基板が用いられたが、基板主面の面方位はA面{11-20}、R面(1-102)、またはM面{1-100}であってもよい。さらに、これらの面方位から2度以内のオフ角度を有する基板主面において、表面モフォロジーが良好であった。

【実施例4】

実施例4においては、上述の実施例における単一井戸層中のSi不純物の代わりに1×10²⁰/cm³のC(炭素)が添加された。このように、井戸層中の不純物Siの代わりにCを用いた場合にも同様の効果が得られた。

【実施例5】

実施例5においては、上述の実施例における単一井戸層中のSi不純物の代わりに1×10¹⁹/cm³のMgが添加された。このように、井戸層中の不純物Siの代わりにMgを用いた場合にも同様の効果が得られた。

【実施例6】

実施例6においては、本発明による単一井戸層を含む窒化物半導体発光ダイオードが、発光装置(表示装置や白色光源装置など)に応用された。本発明の発光ダイオードは、表示装置中の少なくとも光の三原色(赤色、緑色、青色)の一つに利用され得る。たとえば、従来のInGaN井戸層を含む琥珀色発光ダイオードは高いIn組成比を有し(相分離の影響が大きい)、信頼性と発光強度の観点から商品化レベルには達していなかった。しかし、本発明における単一井戸層ではInによる相分離の影響がなくて結晶系分離も低減され得るので、長波長色の

発光ダイオードを作製することが可能である。また、その他の発光色を有する本発明による発光ダイオードも、前述の実施例や表1および表2を参考にして作製され得る。

上述の本発明による三原色の発光ダイオードは、白色光源装置においても利用され得る。また、発光波長が380nm〜440nmの範囲内にある本発明による発光ダイオードに蛍光塗料を塗布することによって、それは白色光源装置として利用され得る。従来の液晶ディスプレイに用いられてきたハロゲン光源に代わって、本発明による発光ダイオードを白色光源に利用することによって、その白色光源は低消費電力で高輝度のバックライトとして利用できる。それは携帯ノートパソコンや携帯電話におけるワンマシーンインターフェイスの液晶ディスプレイ用バックライトとしても利用でき、小型で高解明な液晶ディスプレイを提供することをも可能ならしめる。

【実施例7】

以下において、本発明の実施例7による窒化物半導体レーザ素子が説明される。

図7の模式的な断面図に示された実施例7による窒化物半導体レーザ素子は、C面(0001)サフアイト基板700、GaNバツフ層701、n型GaNコンタクト層702、n型In_{0.07}Ga_{0.93}Nクラツク防止層703、n型Al_{0.1}Ga_{0.9}Nクラツト層704、n型GaN光ガイド層705、発光層706、p型Al_{0.2}Ga_{0.8}N遮光層707、p型GaN光ガイド層708、p型Al_{0.1}Ga_{0.9}クラツト層709、p型GaNコンタクト層710、n型電極711、p型電極712、およびSiO₂誘電体膜713を含んでいる。

図7のレーザ素子を作製する場合、まずMOCVD装置内へサフアイト基板700をセットし、V族元素のN用原料としてのNH₃(アンモニア)とIII族元素のGa用原料としてのTMGa(トリメチルガリウム)を利用して、比較的低い550℃の基板温度の下でGaNバツフ層701を25nmの厚さに成長させる。次に、NH₃とTMGaに加えてSiH₄(シラン)をも利用して、1050℃の温度の下でn型GaNコンタクト層702(Si不純物濃度:1×10¹⁹/cm³)を3μmの厚さに成長させる。続いて、基板温度を700℃ないし800℃程度に下げ、III族元素のIn用原料としてTMIn(トリメチルイン

5 ジウム)を利用して、 n 型 $\text{In}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ クラック防止層 703 を 40 nm の厚さに成長させる。再び基板温度を 1050°C に上げて、III族元素のAl用原料としてTMA1 (トリメチルアルミニウム)を利用して厚さ $0.8\text{ }\mu\text{m}$ の n 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ クラック層 704 (Si 不純物濃度: $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$) を成長させ、続いて n 型 $\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 光ガイド層 705 (Si 不純物濃度: $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$) を $0.1\text{ }\mu\text{m}$ の厚さに成長させる。

10 その後、基板温度が 800°C に下げられ、厚さ 6 nm の $\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 障壁層の枚数と厚さ 4 nm の $\text{Al}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}_{0.03}\text{P}_{0.97}$ 井戸層の枚数とが交互に積層された多重量子井戸構造を有する発光層 706 を形成する。この実施例では、発光層 706 は障壁層で開始して障壁層で終了する多重量子井戸構造を有し、3層の量子井戸層を含んでいる。これらの障壁層と井戸層の成長の際には、それらの両方が $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ の Si 不純物濃度を有するように、 SiH_4 が添加された。なお、障壁層と井戸層の成長の間または井戸層と障壁層の成長の間に、1秒以上で180秒以下の成長中断期間を挿入してもよい。こうすることによって、障壁層と井戸層の平坦性が向上し、発光半値幅を小さくすることができる。

15 井戸層として $\text{Al}_{0.03}\text{Ga}_{0.97}\text{N}$ 系または $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 系の半導体を用いる場合に目的とする発光波長を得るためには、Alの含有割合aに応じて、前述の表1または表2に示された数値をAsまたはPの含有割合xまたはyの値として採用すればよい。井戸層として $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 系の半導体を用いる場合には、前述のように、そのV族元素中のSb含有率は約4%以下であることが好ましい。なぜならば、 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 系半導体がこれより高い濃度のSbを含めば、Sb含有率の高い立方晶系と低い六方晶系とに結晶系分離しやすくなるからである。

20 発光層 706 を形成した後には、基板を再び 1050°C まで昇温して、厚さ 20 nm の p 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 遮蔽層 707、厚さ $0.1\text{ }\mu\text{m}$ の p 型 $\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 光ガイド層 708、厚さ $0.5\text{ }\mu\text{m}$ の p 型 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ クラック層 709、および厚さ $0.1\text{ }\mu\text{m}$ の p 型 $\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ コンタクト層 710 を順次成長させる。なお、 p 型不純物としては、 EtCP_2Mg (ビスエチルシクロペンタジエニルマグネシウム)を利用して $5 \times 10^{18} \sim 2 \times 10^{20}/\text{cm}^3$ の濃度でMgが添加され得る。

p 型 $\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ コンタクト層 710 における p 型不純物濃度は、 p 型電極 712 と

5 の接合面に近づくに従って高められることが好ましい。そうすれば、 p 型電極と間のコンタクト抵抗がより低減され得る。また、 p 型層内における p 型不純物であるMgの活性化を妨げる残留水素を除去するために、 p 型層の成長中に微量の酸素を混入させてもよい。

10 p 型 $\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ コンタクト層 710 の成長後、MOCVD装置の反応室内の全ガスを窒素キャリアガスと NH_3 に代えて、 $60^\circ\text{C}/\text{分}$ の冷却速度で温度を降下させる。基板温度が 800°C に低下した時点で NH_3 の供給を停止し、その 800°C の基板温度を5分間維持してから室温まで冷却させる。なお、このような一時的な基板の保持温度は 650°C から 900°C の範囲内であることが好ましく、保持時間は3分から10分の範囲内であることが好ましい。また、その保持温度から室温までの冷却速度は、 $30^\circ\text{C}/\text{分}$ 以上であることが好ましい。

15 こうして形成された成長膜の表面をラマン測定によって評価したところ、従来の窒化物半導体膜で利用されている p 型化アニールを行なわなくても、成長直後において既に p 型の特性を示していた。また、後述の p 型電極 712 を形成したときに、そのコンタクト抵抗も低減していた。

次に、MOCVD装置から取出したエピタキシャルウエハをレーザ素子に加工するプロセスについて説明する。

20 まず、反応性イオンエッチング装置を用いて n 型 $\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ コンタクト層 702 の一部を露出させ、この露出部分上に Hf/Au の順の積層からなる n 型電極 711 を形成する。この n 型電極 711 の材料としては、 Ti/Al 、 Ti/Mo 、 Hf/Al などの積層を用いることもできる。 Hf は、 n 型電極のコンタクト抵抗を下げるのに有効である。 p 型電極部分では、サフライア基板 700 の $<1100>$ 方向に沿ってストライア状にエッチングを行ない、 SiO_2 誘電体膜 713 を蒸着し、 p 型 $\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ コンタクト層 710 を露出させ、 Pd/Au の順序の積層を蒸着し、こうして幅 $2\text{ }\mu\text{m}$ のリッジストライア状の p 型電極 712 を形成する。この p 型電極の材料としては、 Ni/Au 、または $\text{Pd}/\text{Mo}/\text{Au}$ などの積層を用いることもできる。

最後に、劈開またはドライエッチングを利用して、共振器長が $500\text{ }\mu\text{m}$ のフープリ・ペロー共振器を作製する。この共振器長は、一般に $300\text{ }\mu\text{m}$ から 10

0.0 μmの範囲内にあることが好ましい。共振器のミラー端面は、サフアイア基板のM面と一致するように形成される(図8参照)。劈開とレーザ素子のチップ分割は、図8中の破線2Aと2Bに沿って基板側からスライバを用いて行なわれる。こうすることによって、レーザ端面の平面性が得られるとともにスライバによる削り滓がエピタキシャル層の表面に付着しないので、発光素子の埃留りが良好になる。

なお、レーザ共振器の帰還法としては、フアラリ・ペロー型に限られず、一般に知られているDFB(分布帰還)型、DBR(分布ブラッグ反射)型などを用い得ることはいうまでもない。

10 フアラリ・ペロー共振器のミラー端面を形成した後は、そのミラー端面にSiO₂とTiO₂の誘電体膜を交互に蒸着し、70%の反射率を有する誘電体多層反射膜を形成する。この誘電体多層反射膜としては、SiO₂/Al₂O₃などの多層膜を用いることもできる。

15 なお、n型GaNコンタクト層702の一部を反応性イオンエッチングを用いて露出させたのは、絶縁性のサフアイア基板700が使用されているからである。したがって、GaN基板またはSiC基板のような導電性を有する基板を使用する場合には、n型GaN層702の一部を露出させる必要はなく、その導電性基板の表面上にn型電極を形成してもよい。

次に、上述のようなレーザチップをパッケージに実装する方法について述べる。まず、上述のような発光層を含むレーザがその特性を生かして高密度記録用光ディスクに適した青紫色(波長410nm)の高出力(50mW)レーザとして用いられる場合、サフアイア基板は熱伝導率が低いため、放熱対策に注意を払わなければならない。たとえば、In半田材を用いて半導体接合を下側にしてチップをパッケージ本体に接続することが好ましい。また、パッケージ本体やヒートシンク部に直接にチップを取付けるのではなくて、Si、AlN、ダイヤモンド、Mo、CuW、BN、Cu、Au、Feなどの良好な熱伝導性を有するサブストラットを介して接合させてもよい。

他方、熱伝導率の高いSiC基板、窒化物半導体基板(たとえばGaN基板)、またはGaN厚膜基板(たとえば図14に示す基板800の種基板801を研削

5 除去したもの)上に前述の発光層を含む窒化物半導体レーザを作製した場合には、上述以外にたとえばIn半田材を用いて半導体接合を上側にしてパッケージ本体に接続することもできる。この場合にも、パッケージ本体やヒートシンク部に直接チップの基板を取付けるのではなくてSi、AlN、ダイヤモンド、Mo、CuW、BN、Cu、Au、Feなどのサブストラットを介して接続してもよい。

10 以上のようにして、発光層を構成している井戸層としてAlを含む窒化物半導体を利用したレーザを作製することができる。

次に、上述の実施例のレーザに含まれる発光層706に関連してさらに詳細に説明する。

10 前述のように、従来のInGaN量子井戸層を利用して発光素子を作製する場合、InGaN層は化学的熱平衡状態が非常に不安定であることから、結晶性の良好な発光層を形成することが困難である。特に、In含有率がIII族元素中で15%以上であるInGaN結晶層を成長させる場合、その成長温度に依存してInGaN結晶がIn含有率の高い領域と低い領域とに濃度分離されやすい。このような濃度分離が生じれば、発光効率の低下と発光波長の半値幅の増大(色斑)の原因となる。他方、特開平10-270804に開示されているGaNAs井戸層はInを含んでいないので上記のような濃度分離の問題を生じることはないが、Asを含んでいることによって六方晶系と立方晶系との結晶系分離を生じ、結晶性と発光効率の低下を生じやすい。

20 本発明によるAlGaNAsPSb井戸層は、Inの代わりにAlを含むとともに、As、P、およびSbの少なくともいずれかの元素を含み、それらの含有率を調整することによって目的とする発光波長を実現させる(表1および表2参照)。したがって、本発明の井戸層は、上記のInに関する濃度分離とは無縁である。たとえば、従来の琥珀色発光ダイオードは、そのInGaN井戸層に含まれるIn含有率が高く(すなわち、濃度分離の影響が大きく)、信頼性と発光強度の観点から商品化レベルには達していない。しかし、本発明によるAlGaNAsPSb井戸層はInを含有していないので、Inに関する濃度分離の問題を生じることがなく、表1や表2に記されているような長波長の光を射出し得る発光素子の作製を可能にすることができる。

本発明によるAlGaInAsP Sb井戸層は、従来のGaInAs井戸層 (Asの少なくとも一部がPおよび/またはSbで置換可能であり、以下同様である) と異なり、Alを含んでいる。すなわち、従来のGaInAs井戸層で問題となっている結晶系分離は、本発明におけるようにAlを含有させることによって抑制することができる。この結晶系分離は、III族元素に対するAs (PまたはSbであっても同様) の吸着率がNに比べて極めて高いことと、As (PまたはSbであっても同様) に比べてNの揮発性が極めて高いこと (すなわち、結晶からNが抜け出しやすいこと) に起因していると考えられる。したがって、本発明におけるように極めて反応性の高いIII族元素のAlを添加することによってNを捕獲し、成長中の結晶からNが抜けることを防止することによって結晶系分離を抑制し得るものと考えられる。また、本発明の井戸層はAs、P、またはSbの少なくともいずれかの元素を含んでいるので、電子とホールの有効質量を小さくすることができる、キャリアの移動度を高めることができる。

以上のことから、本発明による井戸層を発光素子に利用することによって、その井戸層における高い結晶性とキャリアの有効質量の低減から、低消費電力で高出力の長寿命発光素子の実現が可能になる。

次に、本発明の井戸層におけるAl添加量について説明する。まず、本発明者たちは、前述の結晶系分離がどの程度のAs、P、またはSbの添加量によって生じるかを調べた。その結果、GaIn結晶中にAs、P、またはSbが $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ の濃度で添加されたときに結晶系分離が起ころい始め (約2〜3%の結晶系分離割合)、その添加量が井戸層におけるV族元素の約10%の場合に結晶系分離割合が約13〜15%になった。ここで、結晶系分離割合とは、井戸層の単位体積中において平均組成比を有して結晶系分離を生じていない正常部分以外の結晶系分離領域の体積率を表わしている。

本発明による井戸層に関して、Al添加量が結晶系分離割合と発光強度に及ぼす影響は、すでに図6において考察されたとおりである。

本発明による発光層は、複数の量子井戸層と複数の障壁層とが交互に積層された多重量子井戸構造を有することが好ましい。なぜならば、多重量子井戸構造を採用することによって、レーザーにおいては閾値電流密度の低下が得られ (図9参

照)、発光ダイオードにおいては発光強度の向上が得られるからである (図16参照)。このような多重量子井戸構造の採用による利点は、本発明によるAlの添加によって顕著かつ確実に得られる。なぜならば、少なくともAs、P、またはSbのいずれかを含む井戸層にAlを添加することによって、井戸層の結晶系分離を抑制して井戸層と障壁層との間の界面急峻性が改善されるからである。たとえば、Alを含まない従来のGaInAs井戸層ではその中に結晶系の異なる領域が混在しているので、井戸層と障壁層との間の界面急峻性が積層数の増大に伴って顕著に悪化する。このような界面急峻性の悪化は、多重量子井戸構造の形成自体を困難にするとともに、発光素子における色むらと発光強度の低下の原因となる。本発明では、井戸層中にAlを添加することによって界面急峻性を低下させることなく多重量子井戸構造の形成が可能となる。

次に、発光層を構成している井戸層と障壁層との関係について述べる。本発明による $\text{Al}_{1-x}\text{Ga}_{1-x}\text{N}_{1-y}\text{As}_y\text{P}_z\text{Sb}_t$ ($0 \leq x \leq 0.10$, $0 \leq y \leq 0.16$, $0 \leq z \leq 0.04$, $x+y+z > 0$) 井戸層は、前述の濃度分離や結晶系分離を生じないので、Alの添加量にも依存するが、As、P、およびSbの含有率が制限範囲内であれば、300nm程度の厚さまで成長させることが可能である。しかしながら、多重量子井戸効果を利用する発光素子のためには、井戸層の厚さは0.4〜20nmの範囲内にあることが好ましい。下限値が0.4nmであること理由は、井戸層がこの厚さ以上でなければ発光作用を生じなくなるからである。

$\text{Al}_{1-x}\text{Ga}_{1-x}\text{N}_{1-y}\text{As}_y\text{P}_z\text{Sb}_t$ 井戸層に対して最も好ましい障壁層は、As、P、およびSbのいずれをも含まない窒化物半導体障壁層である。障壁層自体がAs、P、およびSbのいずれをも含有していなければ、それが結晶系分離を起すことはない。このことは、障壁層が多重量子井戸構造の形成に支障を生じないことを意味する。

As、P、およびSbのいずれをも含まない窒化物半導体障壁層としては、たとえばInGaInGaInAlGaIn、またはAlGaInからなる障壁層を用いることができる。InGaIn障壁層は、Inを含有することによって井戸層と同程度まで成長温度を低くすることができ、かつその結晶性が良好になる。

ただし、Inに関する濃度分離を抑制するために、In含有率はIII元素の15%未満にする必要がある。GaN障壁層は、Inを含まないので、濃度分離を生じることはない。ただし、その成長温度が低ければ結晶性が悪くなるので、成長温度をできるだけ高くすることが重要である。InAlGaN障壁層は、Alを含んでいるので高い成長温度でも安定して成長し得る。また、その障壁層はInを含有しているので、井戸層と同程度まで成長温度を下げることができる。ただし、この場合にもInの含有率はIII族元素の15%未満にする必要がある。AlGaN障壁層は、高温で成長させなければ結晶性が悪くなるので、Alの含有率をなるべく低くし(III元素の10%以下)、成長温度をできるだけ高くすることが望まれる。

次に、As、P、またはSbの少なくともいずれかを含む窒化物半導体障壁層について述べる。前述に反して障壁層にあえてAs、P、および/またはSbを含有させることの利点は、As、P、および/またはSbを含む障壁層は屈折率が大きくなる傾向があるので、光閉じ込め効率が向上してレーザ発振閾値電流密度の低減や光学特性の向上が図れるからである。As、P、またはSbの少なくともいずれかを含む窒化物半導体障壁層としては、たとえばInAlGaNAs、InAlGaN_P、InAlGaN_{Sb}、InAlGaNAs_P、InAlGaNAs_{PSb}、AlGaNAs、AlGaN_P、AlGaN_{Sb}、AlGaNAs_P、AlGaNAs_{PSb}、GaNAs、GaN_P、GaN_{Sb}、GaNAs_P、GaNAs_{PSb}、InGaNAs、InGaN_P、InGaN_{Sb}、InGaNAs_P、またはInGaNAs_{PSb}の障壁層を用いることができる。

これらの障壁層のうちで、Alを含有しているものは、本発明による井戸層と同様に結晶系分離の影響を抑制することができる。ただし、Inを含んでいる障壁層においては、Inの濃度分離を抑制するために、In含有率はIII族元素の15%未満にする必要がある。Alを含んでいない障壁層においては、結晶系分離を抑制するためにV族元素中のAs、P、および/またはSbの含有率を低く抑制しなければならない。ただし、本発明者らが調べたところ、障壁層は井戸層と異なって注入キャリアによる再結合によって直接的に光を発生する層ではないので、井戸層に比べて結晶系分離割合に対する許容範囲が大きかった。その許

容範囲は、V族元素中においてAsは約5%以下、Pは約6%以下、Sbは約3%以下である。また、Inを含有している障壁層においては、エネルギーバンドギャップを小さくすることができ、それに伴ってAs、P、およびSbの含有率を低く抑制できるので好ましい(すなわち、結晶分離割合を小さくすることができる)。ただし、この場合にも、In濃度分離を抑制するために、In含有率はIII族元素の15%未満にする必要がある。

なお、障壁層の厚さは、1~20nmの範囲内にあることが好ましい。また、多重量子井戸構造における障壁層の数は、井戸層と障壁層が交互に積層されることからして、当然に井戸層数に応じて調整される。

10 発光層の不純物の添加に関しては、本実施例では井戸層と障壁層の両方に不純物としてSiH₄ (Si) を添加したが、片方の層のみに添加してもよいし、両層ともに添加されなくてもレーザ発振は可能である。しかし、フォトルミネッセンス(PL)測定によれば、井戸層と障壁層との両方にSiH₄を添加した場合に、添加しない場合に比べてPL発光強度が約1.2倍から1.4倍程度強くなった。このことから、発光ダイオードにおいては、発光層中にSiH₄ (Si) などの不純物を添加する方が好ましい。本発明の井戸層を構成しているのはInを全く含まないAlGaNAs_{PSb}混晶系であるので、従来のInGaN混晶のようにInによる局在準位を形成することがなく、発光強度は井戸層の結晶性に強く依存すると考えられる。したがって、Siなどの不純物を添加することによって発光層の結晶性を向上させる必要がある。すなわち、このような不純物によって結晶成長のための核を生成し、その核をもとにして井戸層が結晶成長することによってその結晶性が向上する。本実施例ではSi (SiH₄) を 1×10^{18} /cm³の濃度で添加したが、Si以外にO、S、C、Ge、Zn、Cd、Mgなどを添加しても同様の効果が得られる。また、これらの添加原子の濃度は約 1×10^{18} ~ 1×10^{20} /cm³程度が好ましい。

25 一般に、レーザの場合には、障壁層のみに不純物を添加する変調ドープを行なえば、井戸層内でのキャリア吸収がないために閾値電流密度が低下するが、むしろ本発明の井戸層においては不純物を添加した方がレーザの閾値が低かった。これは、本実施例においては窒化物半導体基板と異なるサブマテリアル基板から出発し

て結晶成長を進めているので、結晶欠陥が多く（貫通転位密度が約 $1 \times 10^{10} / \text{cm}^2$ ）、井戸層内での不純物によるキャリア吸収を考慮するよりも不純物を添加して結晶性を向上させた方がレーザ閾値電流密度の低減に有効であったと考えられる。

図9において、発光層（多重量子井戸構造）に含まれる井戸層の数とレーザ閾値電流密度との関係が示されている。すなわち、このグラフの横軸は井戸層の数を表わし、縦軸は閾値電流密度（arb. units）を表わしている。また、○印はサフアイア基板を用いた場合のレーザ閾値電流密度を表わし、●印はGaN基板を用いた場合を表わしている。井戸層数が10層以下のときに室温連続発振が可能となった。また、発振閾値電流密度をさらに低減するためには、井戸層数が2層以上で5層以下であることが好ましい。さらに、サフアイア基板よりもGaN基板を用いた場合に閾値電流密度が低くなることがわかる。

発光層706上には、p型AlGaIn遮蔽層707とp型層708がこの順に積層するように設けられている。このp型層708は、レーザの場合にはp型光ガイド層に対応するが、発光ダイオードの場合にはp型クラッド層またはp型コンタクト層に対応する。

PL測定によれば、遮蔽層707がない場合とある場合との比較では、遮蔽層がある場合の方が設計発光波長からのシフト量が小さくてPL発光強度も強かった。発光層706に比べてその上のp型層708の成長温度は高いので、特にA1を含まない障壁層においてN抜けが生じ、結果的に結晶系分離を促すように作用する。しかし、発光層とその上のp型層との間に接する界面にA1を含有する遮蔽層707を設けることによって、N抜けや結晶系分離を抑制して発光層706からの影響（結晶系分離など）がp型層708へ伝播することを防止し得る。特に、多重量子井戸構造を有する発光層706が障壁層で開始して障壁層で終了する図10Aの構造を有する場合に、遮蔽層707の効果が顕著に認められた。

以上のことから、遮蔽層707は、少なくともA1を含有していることが重要である。また、遮蔽層の極性はp型であることが好ましい。なぜならば、遮蔽層がp型でなければ発光層近傍のpn接合の位置が変化して発光効率が低下するからである。

上述の場合と同様に、n型AlGaIn遮蔽層を発光層706とn型層705との間に接するように設けてもよい。このn型層705は、レーザの場合にはn型光ガイド層に相当するが、発光ダイオードの場合にはn型クラッド層またはn型コンタクト層に相当する。そのようなn型AlGaIn遮蔽層の効果は、p型AlGaIn遮蔽層707とほぼ同様である。

次に、発光層のバンドギャップ構造としては、図12や図10Aに例示されたものを採用し得る。図12は、光ガイド層と障壁層が同一の窒化物半導体材料で構成されている場合を例示している。しかし、図10Aに例示されているように、光ガイド層と障壁層のバンドギャップが異なっているように。

より具体的には、図10Aに示されているように、光ガイド層に比べて障壁層のエネルギーバンドギャップが小さくされる。これによって、図12に示された場合に比べてサフアイアによる多重量子井戸効果が得やすくなり、かつ光ガイド層よりも障壁層の屈折率が大きくなって光閉じ込め効果が向上し、垂直横モードの特性（単峰化）が改善され得る。特に、障壁層がAs、P、またはSbを含有している場合に、その屈折率が大きくなる傾向が顕著であって好ましい。

上述のように光ガイド層に比べて障壁層のエネルギーバンドギャップを小さくする発光層の構成は、図10Aと図10Bに示されているように2種類が可能である。すなわち、多重量子井戸構造を有する発光層が障壁層で始まって障壁層で終わる構成と井戸層で始まって井戸層で終わる構成のいずれであってもよい。また、遮蔽層を用いない場合の発光層のバンドギャップ構造は、図11Aと図11Bに示された状態になる。

【実施例8】

実施例8では、実施例7で述べられた多重量子井戸構造を有する発光層中の井戸層と障壁層の窒化物半導体材料が種々に変えられた。これらの井戸層と障壁層の窒化物半導体材料の組合せが表3に示されている。

【表 3】

	井戸層		
	AlGaInAs	AlGaInP	AlGaInSb
GaN	○	○	○
GaNAs	○	○	○
GaNP	○	○	○
GaNsb	○	○	○
InGaN	○	○	○
InGaInAs	○	○	○
InGaInP	○	○	○
InGaInSb	○	○	○
AlGaIn	○	○	○
AlGaInAs	○	○	○
AlGaInP	○	○	○
AlGaInSb	○	○	○
InAlGaIn	○	○	○
InAlGaInAs	○	○	○
InAlGaInP	○	○	○
InAlGaInSb	○	○	○

表3において、○印は好ましい井戸層と障壁層の窒化物半導体材料の組合せを示している。なお、表3中で、井戸層はAs、P、またはSbのいずれかの元素を含んでいるが、これらの複数種の元素を含んでもよい。すなわち、AlGa_xN_{1-x-y-z}As_yP_zSb_z (0 ≤ x ≤ 0.10、0 ≤ y ≤ 0.16、0 ≤ z ≤ 0.04、x+y+z > 0) の混晶であってもよい。なお、これらの窒化物半導体材料を利用した発光層に関するその他の条件は、実施例7の場合と同様である。

【実施例9】

図13に示された実施例9においては、実施例7で用いられたサフアイア基板7000の代わりに、主面としてC面(0001)を有するn型GaN基板700aが用いられた。GaN基板700aを用いる場合、GaNバンプ層701を省略してn型GaN層702を直接そのGaN基板上に成長させてもよい。しかし、現在商業的に入手可能なGaN基板はその結晶性や表面モロロジーが十分に良好ではないので、これらの改善のためにGaNバンプ層701を挿入する方が好ましい。

この実施例9ではn型GaN基板700aを用いているので、n型電極711

はGaN基板700aの裏面に形成することができる。また、GaN基板は劈開端面が非常に平滑であるので、共振器長が300μmのフアラリ・ペロー共振器を低いミラー損失で作製することができる。なお、実施例7の場合と同様に、共振器長は、一般に300μmから1000μmの範囲内にあることが好ましい。共振器のミラー端面は、GaN基板700aの(1-100)面に対応するように形成される。また、レーザ素子の劈開とチップ分割は、前述の図8の場合と同様に基板側からスクライバによって行なわれる。さらに、レーザ共振器の掃選手法として、前述のDFBやTBRを用いることももちろん可能であり、さらにミラー端面に実施例7の場合と同様の誘電多層反射膜が形成されてもよいことも言うまでもない。

サフアイア基板の代わりにGaN基板を用いることによって、エピタキシャルウエハ中にクラックを生じることなく、n型AlGaInGaNクランプ層704とp型AlGaInGaNクランプ層709の厚さを大きくすることができ、好ましくは、これらのAlGaInGaNクランプ層の厚さは、0.7~1.5μmの範囲内に設定される。これによって、垂直横モードの単峰化と光閉じ込め効率が改善され、レーザ素子の光学特性の向上とレーザ閾値電流密度の低減を図ることができる。

ところで、前述のように本発明による発光層に含まれる井戸層の特性はその井戸層の結晶性(結晶欠陥)に強く依存するので、本実施例におけるようにGaN基板を用いて該井戸層を含む窒化物半導体レーザ素子を作製すれば、その発光層中の結晶欠陥密度(たとえば貫通転位密度)が低減され、サフアイア基板が用いられた実施例7に比べてレーザ共振閾値電流密度が10%から20%だけ低減する(図9参照)。

なお、本実施例における発光層に関するその他の条件については、実施例7の場合と同様である。ただし、発光層中の不純物濃度に関しては、障壁層中のみに不純物を添加する変調ドーピング、または井戸層に3×10¹⁸/cm³以下の濃度の不純物を添加することによって、レーザ閾値電流密度が実施例7に比べて低減した。これは、前述のように発光層の結晶性がサフアイア基板を用いた場合に比べて向上したためであると考えられる。

【実施例10】

実施例 10 は、実施例 7 のサフライア基板 700 を図 14 に示された基板 800 に置き換えたことを除いて、実施例 7 または実施例 9 と同様である。図 14 の基板 800 は、順次積層された種基板 801、パツフア層 802、 n 型 GaN 膜 803、誘電体膜 804、および n 型 GaN 厚膜 805 を含んでいる。

このような基板 800 の作製においては、まず、種基板 801 上に MOCVD 法によって 550℃ の比較的低温でパツフア層 802 を積層する。その上に、1050℃ の温度において Si をドーピングしながら厚さ 1 μm の n 型 GaN 膜 803 が形成される。

n 型 GaN 膜 803 の形成されたウェハを MOCVD 装置から取出し、スパッタ法、CVD 法、または EB 蒸着法を利用して誘電体膜 804 を厚さ 100 nm に形成し、リソグラフィ技術を用いてその誘電体膜 804 が周期的なストライア状パターンに加工される。これらのストライアは n 型 GaN 膜 803 の $\langle 1-100 \rangle$ 方向に沿っており、この方向に直交する方向である $\langle 11-20 \rangle$ 方向に 10 μm の周期的ピッチと 5 μm のストライア幅とを有している。

次に、ストライア状に加工された誘電体膜 804 が形成されたウェハが HVP E 装置内にセットされ、 $1 \times 10^{18} / cm^3$ の Si 濃度と 350 μm の厚さを有する n 型 GaN 厚膜 805 が 1100℃ の成長温度において堆積される。

n 型 GaN 厚膜 805 が形成されたウェハは HVP E 装置から取出され、その上に実施例 7 (図 7 参照) と同様のレーザが作製された。ただし、この実施例 10 においては、レーザのリソグラフィ部分 1A が図 8 のライソ 810 と 811 の直上に位置しないように作製された。これは、貫通転位密度 (すなわち結晶欠陥密度) の少ない部分にレーザ素子を作製するためである。このようにして作製された実施例 10 のレーザの特性は、基本的に実施例 9 の場合と同様であった。

なお、基板 800 は、研磨機で種基板 801 を除去した後にレーザ用基板として用いられてもよい。また、基板 800 はパツフア層 802 以下のすべての層を研磨機で除去した後にレーザ基板として用いられてもよい。さらに、基板 800 は、誘電体膜 804 以下のすべての層を研磨機で除去した後にレーザ用基板として用いられてもよい。種基板 801 が除去される場合、実施例 9 の場合と同様に、その基板の表面上に n 型電極 711 を形成することができる。なお、種基板 80

1 は、レーザが作製された後に除去することも可能である。

上記の基板 800 の作製において、種基板 801 としては、 C 面サフライア、 M 面サフライア、 A 面サフライア、 R 面サフライア、 $GaAs$ 、 ZnO 、 MgO 、 Sb 、 Ge 、 Si 、 $6H-SiC$ 、 $4H-SiC$ 、 $3C-SiC$ などのいずれが用いられてもよい。パツフア層 802 としては、450℃ から 600℃ の比較的低温で成長させられた GaN 層、 AlN 層、 $Al_{0.5}Ga_{0.5}N$ ($0 < x < 1$) 層、または $In_{0.5}Ga_{0.5}N$ ($0 < y \leq 1$) 層のいずれが用いられてもよい。 n 型 GaN 膜 803 の代わりとして、 n 型 $Al_{0.5}Ga_{0.5}N$ ($0 < z < 1$) 膜が用いられ得る。誘電体膜 804 としては、 SiO_2 膜、 Si_3N_4 膜、 TiO_2 膜、または Al_2O_3 膜のいずれが用いられてもよい。 n 型 GaN 厚膜 805 の代わりとして、 n 型 $Al_{0.5}Ga_{0.5}N$ ($0 < w \leq 1$) 厚膜であってもよく、その膜厚は 20 μm 以上であればよい。

[実施例 11]

実施例 11 は、窒化物半導体発光ダイオード素子に関するものである。図 15 A はこの実施例 11 の窒化物半導体発光ダイオード素子の模式的な縦断面図であり、図 15 B は図 15 A に対応する上面図を表している。

図 15 A の発光ダイオード素子は、 C 面 (0001) サフライア基板 900、 GaN パツフア層 901 (膜厚 30 nm)、 n 型 GaN コンタクト 902 (膜厚 3 μm 、 Si 不純物濃度 $1 \times 10^{18} / cm^3$)、 n 型 $Al_{0.1}Ga_{0.9}N$ 遮蔽層兼クラッド層 903 (膜厚 20 nm、 Si 不純物濃度 $1 \times 10^{18} / cm^3$)、発光層 904、 p 型 $Al_{0.2}Ga_{0.8}N$ 遮蔽層兼クラッド層 905 (膜厚 20 nm、 Mg 不純物濃度 $6 \times 10^{19} / cm^3$)、 p 型 GaN コンタクト層 906 (膜厚 200 nm、 Mg 不純物濃度 $1 \times 10^{20} / cm^3$)、透光性 p 型電極 907、パツフア層 908、 n 型電極 909、および誘電体膜 910 を含んでいる。

ただし、このような発光ダイオード素子において、 n 型 $Al_{0.1}Ga_{0.9}N$ 遮蔽層兼クラッド層 903 は省略されてもよい。また、 p 型電極 907 は Ni または Pd で形成され、パツフア層 908 は Au で形成され、そして n 型電極 909 は Hf/Au 、 Ti/Al 、 Ti/Mo 、または Hf/Al の積層体で形成され得る。

この実施例の発光層においては、井戸層と障壁層のそれぞれに SiH_4 (Si

不純物濃度 $5 \times 10^{17} / \text{cm}^3$ が添加されている。なお、これらの井戸層と障壁層の窒化物半導体材料については、実施例 7 の場合と同様である。また、サフアイア基板 900 の代わりに GaN 基板を用いた場合は実施例 9 と同様の効果が得られ、図 14 に示す基板を用いた場合には実施例 10 と同様の効果が得られる。

さらに、GaN 基板は導電性基板であるので、図 15 B のように発光素子の片面側に p 型電極 907 と n 型電極 909 の両方を形成してもよいし、GaN 基板の裏面上に n 型電極を形成してエピタキシャル最外表面上に透光性 p 型電極を形成してもよい。

なお、この実施例 11 における発光層 904 に含まれる井戸層と障壁層に関する条件は、実施例 7 の場合と同様である。

図 16 においては、発光ダイオード素子の発光層に含まれる井戸層数と発光強度の関係が示されている。すなわち、このグラフにおいて横軸は井戸層数を表わし、縦軸は発光強度 (a r b. u n i t s : 規格化された任意単位) を表わしている。すなわち、図 16 において、発光ダイオードの発光強度は、GaN p 井戸層 (GaNA s または GaNS b の井戸層でもよい) の代わりに従来の InGa N 井戸層を用いた場合を基準 (破線) にして規格化されて示されている。また、グラフ中の○印はサフアイア基板を用いた場合の発光強度を示し、●印は GaN 基板を用いた場合の発光強度を示している。このグラフから、発光ダイオードに含まれる井戸層の好ましい数は 2 層以上で 10 層以下であることがわかる。また、サフアイア基板よりも GaN 基板を用いた場合に発光強度が向上することがわかる。

[実施例 12]

実施例 12 は、窒化物半導体スーパーレネツセントダイオード素子に関するものである。この発光素子における構成や結晶成長方法は実施例 7 の場合と同様である (図 7 参照)。また、発光層に含まれる井戸層と障壁層の窒化物半導体材料については、実施例 8 と同様である。本実施例においても、サフアイア基板の代わりに GaN 基板を用いた場合には実施例 9 と同様の効果が得られ、図 14 に示された基板を用いた場合には実施例 10 と同様の効果が得られる。また、発光層に含まれる井戸層数と発光強度との関係については、実施例 11 の場合と同様

である。

[実施例 13]

実施例 13 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層中の井戸層と障壁層に不純物 Si の代わりに $1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の C が添加された。このように、井戸層と障壁層において不純物 Si の代わりに C を用いた場合にも同様の効果が得られた。

[実施例 14]

実施例 14 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層中の井戸層と障壁層に不純物として Si の代わりに $1 \times 10^{15} / \text{cm}^3$ の Mg が添加された。

このように、井戸層と障壁層において不純物として Si の代わりに Mg を用いた場合にも同様の効果が得られた。

[実施例 15]

実施例 15 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 3 周期の $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{N}_{0.97}\text{As}_{0.03}$ 井戸層 (厚さ 4 nm) / $\text{In}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{N}_{0.95}$ 障壁層 (厚さ 8 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 16]

実施例 16 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 5 周期の $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{N}_{0.99}\text{As}_{0.01}$ 井戸層 (厚さ 2 nm) / $\text{Ga}_{0.4}\text{N}_{0.97}$ 障壁層 (厚さ 4 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 17]

実施例 17 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 3 周期の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}_{0.96}\text{P}_{0.04}$ 井戸層 (厚さ 4 nm) / Ga N 障壁層 (厚さ 7 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 18]

実施例 18 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 4 周期の $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}_{0.97}\text{As}_{0.03}$ 井戸層 (厚さ 4 nm) / A

$1_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.99}P_{0.01}$ 障壁層 (厚さ 10 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 19]

実施例 19 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 3 周期の $Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.98}P_{0.02}$ 井戸層 (厚さ 4 nm) / $Al_{0.01}In_{0.06}Ga_{0.93}N$ 障壁層 (厚さ 8 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 20]

実施例 20 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 6 周期の $Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.99}As_{0.01}$ 井戸層 (厚さ 4 nm) / GaN 障壁層 (厚さ 3 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 21]

実施例 21 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 4 周期の $Al_{0.05}Ga_{0.95}N_{0.97}P_{0.03}$ 井戸層 (厚さ 6 nm) / $In_{0.1}Al_{0.01}Ga_{0.98}N$ 障壁層 (厚さ 3 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 22]

実施例 22 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 5 周期の $Al_{0.05}Ga_{0.95}N_{0.98}As_{0.02}$ 井戸層 (厚さ 4 nm) / $In_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.99}As_{0.01}$ 障壁層 (厚さ 10 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 23]

実施例 23 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 6 周期の $Al_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.97}As_{0.03}$ 井戸層 (厚さ 4 nm) / GaN 障壁層 (厚さ 4 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 24]

実施例 24 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる

井戸層と障壁層が 3 周期の $Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.99}Sb_{0.02}$ 井戸層 (厚さ 5 nm) / GaN 障壁層 (厚さ 5 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 25]

実施例 25 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 4 周期の $Al_{0.05}Ga_{0.95}N_{0.98}P_{0.02}$ 井戸層 (厚さ 4 nm) / $In_{0.02}Al_{0.03}Ga_{0.95}N_{0.97}As_{0.03}$ 障壁層 (厚さ 8 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 26]

実施例 26 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 3 周期の $Al_{0.05}Ga_{0.95}N_{0.98}As_{0.02}$ 井戸層 (厚さ 15 nm) / $GaN_{0.98}As_{0.02}$ 障壁層 (厚さ 10 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 27]

実施例 27 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 3 周期の $Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.98}P_{0.03}$ 井戸層 (厚さ 5 nm) / $Al_{0.05}Ga_{0.95}N_{0.98}Sb_{0.02}$ 障壁層 (厚さ 5 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 28]

実施例 28 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 2 周期の $Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.98}As_{0.03}$ 井戸層 (厚さ 6 nm) / $In_{0.15}Ga_{0.85}N_{0.98}P_{0.02}$ 障壁層 (厚さ 6 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 29]

実施例 29 においては、実施例 7 および 9 から 11 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 4 周期の $Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.98}As_{0.03}$ 井戸層 (厚さ 10 nm) / $In_{0.1}Al_{0.1}Ga_{0.8}N_{0.98}As_{0.05}$ 障壁層 (厚さ 4 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 30]

実施例 3 0 においては、実施例 7 および 9 から 1 1 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 4 周期の $Al_{0.03}Ga_{0.97}N_{0.88}P_{0.12}$ 井戸層 (厚さ 1 0 nm) / $Al_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.99}As_{0.01}$ 障壁層 (厚さ 1 5 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

5 [実施例 3 1]

実施例 3 1 においては、実施例 7 および 9 から 1 1 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 3 周期の $Al_{0.03}Ga_{0.97}N_{0.88}As_{0.01}$ 井戸層 (厚さ 2 0 nm) / $GaN_{0.9}P_{0.1}$ 障壁層 (厚さ 2 0 nm) に変更されたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

10 [実施例 3 2]

実施例 3 2 においては、実施例 7 および 9 から 1 1 における発光層に含まれる井戸層と障壁層が 2 周期の $Al_{0.1}Ga_{0.9}N_{0.99}As_{0.01}$ 井戸層 (厚さ 5 nm) / $Al_{0.01}Ga_{0.99}N_{0.99}As_{0.01}$ 障壁層 (厚さ 5 nm) に変更されるとともに、その発光層と P 型光ガイド層との間に p 型遮蔽層を用いることなく、n 型光ガイド層と発光層との間に n 型 $Al_{0.15}Ga_{0.85}N$ 遮蔽層が用いられたが、それぞれの実施例と同様の効果が得られた。

[実施例 3 3]

実施例 3 3 においては、実施例 7 から 1 0 による窒化物半導体レーザを利用した光学装置が作製された。本発明によると例えば青紫色 (4 0 0 ~ 4 1 0 nm の発光波長) 窒化物半導体レーザを利用した光学装置では、従来の窒化物半導体レーザに比べてレーザ発振閾値電流密度が低くて、レーザ光中の自然放光が減少してノイズ光も低減する。また、そのようなレーザ素子は高出力 (5 0 mW) であかつ高温雰囲気中で安定して動作し得るので、高密度記録再生用光ディスクの記録再生用光学装置に適している。

25 図 1 7 において、本発明によるレーザ素子 1 を含む光学装置の一例として、光ピックアップ装置 2 を含む光ディスク情報記録再生装置が模式的なブロック図で示されている。この光学情報記録再生装置において、レーザ光 3 は入力情報に応じて光変調器 4 で変調され、走査ミラー 5 およびレンズ 6 を介してディスク 7 上に記録される。ディスク 7 は、モータ 8 によって回転させられる。再生時にはデ

ィスク 7 上のピット配列によって光学的に変調された反射レーザ光がビームスプリッタ 9 を通して検出器 1 0 で検出され、これによって再生信号が得られる。これらの各要素の動作は、制御回路 1 1 によって制御される。レーザ素子 1 の出力については、通常は記録時に 3 0 mW であり、再生時には 5 mW 程度である。

5 本発明によるレーザ素子は上述のような光ディスク記録再生装置に利用され得るのみならず、レーザプリンタ、光の三原色 (青色、緑色、赤色) レーザによるプロジェクタなどに利用し得る。

[実施例 3 4]

10 実施例 3 4 においては、実施例 1 2 と 1 3 による窒化物半導体発光ダイオードが光学装置に利用された。一例として、本発明による発光層を用いた光の三原色 (赤色、緑色、青色) による発光ダイオードまたはスーパーマルチネットダイオードを含む白色光源を作製することができ、またそれらの三原色を用いたディスプレイを作製することもできた。

15 従来の液晶ディスプレイに用いられていたハロゲン光源に代わってこのような本発明による発光素子を利用した白色光源を用いることによって、低消費電力であかつ高輝度のバックライトを得ることができる。すなわち、本発明の発光素子を利用した白色光源は、携帯ノートパソコン、携帯電話などによるワンセクションターフェイスの液晶ディスプレイ用バックライトとして利用でき、小型化されかつ高鮮明な液晶ディスプレイを提供することが可能になる。

産業上の利用可能性

20 以上のように、本発明によれば、 $GaN_{x-y-z}As_xP_yS_b$, ($0 < x + y + z \leq 0.3$) の量子井戸層に Al を含有させることによって、発光効率の高い窒化物半導体発光素子とそれを含む光学装置を提供することができる。

請求の範囲

1. 基板上において形成された発光層を含み、
前記発光層はA1を含むGa_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z ($0 < x + y + z \leq 0$ 、
3)の単一量子井戸層を含むことを特徴とする窒化物半導体発光素子。
2. 前記A1の添加量が $6 \times 10^{18} / \text{cm}^3$ 以上であることを特徴とする請求
項1に記載の窒化物半導体発光素子。
3. 前記基板が窒化物半導体基板であることを特徴とする請求項1に記載の窒
化物半導体発光素子。
4. 前記基板が、擬似Ga_{1-x-y-z}N基板であることを特徴とする請求項1に記載の窒
化物半導体発光素子。
5. 前記単一量子井戸層の厚さが0.4nm以上で20nm以下の範囲内にあ
ることを特徴とする請求項1に記載の窒化物半導体発光素子。
6. 前記単一量子井戸層はSi、O、S、C、Ge、Zn、CdおよびVMe
から選択された少なくとも1種のドーパントを含むことを特徴とする請求項1に記
載の窒化物半導体発光素子。
7. 前記ドーパントの添加量が $1 \times 10^{18} / \text{cm}^3 \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲内
にあることを特徴とする請求項6に記載の窒化物半導体発光素子。
8. 前記基板のエッチピット密度が $7 \times 10^7 / \text{cm}^2$ 以下であることを特徴と
する請求項3に記載の窒化物半導体発光素子。
9. 請求項1に記載の窒化物半導体発光素子を利用した発光装置。
10. 複数の量子井戸層と複数の障壁層とが交互に積層された多重量子井戸構
造を有する発光層を含み、
前記量子井戸層はGa_{1-x-y-z}As_xP_ySb_z ($0 \leq x \leq 0$ 、 10 、 $0 \leq y \leq 0$ 、
16、 $0 \leq z \leq 0$ 、 $x + y + z > 0$)からなっていて、付加的に少なくと
もA1を含むし、
前記障壁層は窒化物半導体からなることを特徴とする窒化物半導体発光素子。
11. 前記井戸層のA1含有量は $1 \times 10^{19} / \text{cm}^3$ 以上であることを特徴と
する請求項10に記載の窒化物半導体発光素子。

12. 前記障壁層はAs、P、およびSbから選択されたいずれかの元素をさ
らに含むことを特徴とする請求項10に記載の窒化物半導体発光素子。
13. 前記発光層は2層以上で10層以下の前記井戸層を含んでいることを特
徴とする請求項10に記載の窒化物半導体発光素子。
14. 前記井戸層は0.4nm以上で20nm以下の厚さを有していることを
特徴とする請求項10に記載の窒化物半導体発光素子。
15. 前記障壁層は1nm以上で20nm以下の厚さを有していることを特徴
とする請求項10に記載の窒化物半導体発光素子。
16. 前記井戸層と前記障壁層の少なくとも一方は、Si、O、S、C、Ge、
Zn、Cd、およびVMeから選択された少なくとも1種のドーパントが添加され
ていることを特徴とする請求項10に記載の窒化物半導体発光素子。
17. 前記ドーパントの添加量は $1 \times 10^{18} \sim 1 \times 10^{20} / \text{cm}^3$ の範囲内にあ
ることを特徴とする請求項16に記載の窒化物半導体発光素子。
18. 前記窒化物半導体発光素子に含まれる複数の半導体層を成長させるため
の基板を含み、前記発光層の両主面のうちで前記基板に近い第1主面に接する第
1隣接半導体層と前記基板から遠い第2主面に接する第2隣接半導体層との少な
くとも一方はA1を含む窒化物半導体からなることを特徴とする請求項10に記
載の窒化物半導体発光素子。
19. 前記発光素子はGa_{1-x-y-z}N基板を利用して形成されていることを特徴とする
請求項10に記載の窒化物半導体発光素子。
20. 請求項10に記載された前記窒化物半導体発光素子を含むことを特徴とす
る光学装置。

FIG.1

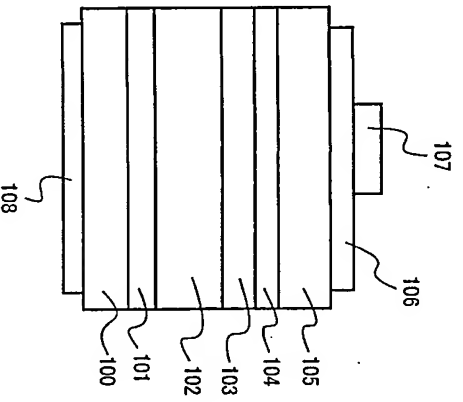


FIG.3A

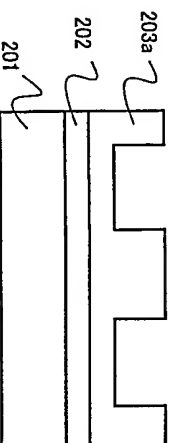


FIG.2

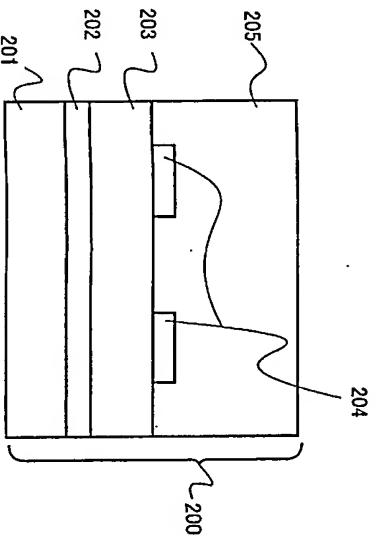


FIG.3B

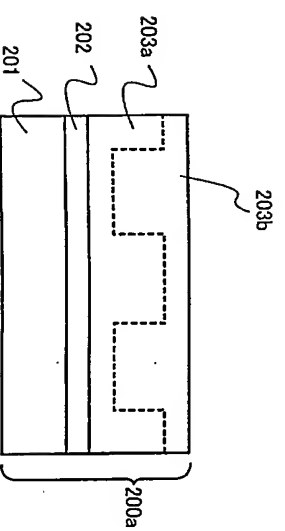


FIG.4

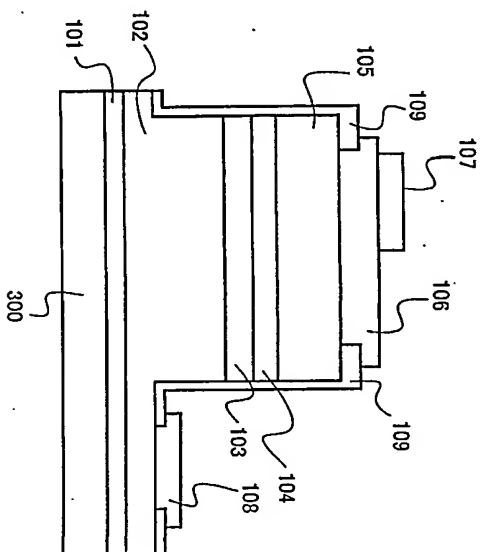


FIG.5

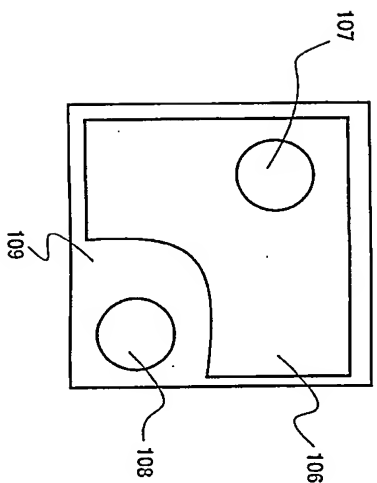


FIG.6

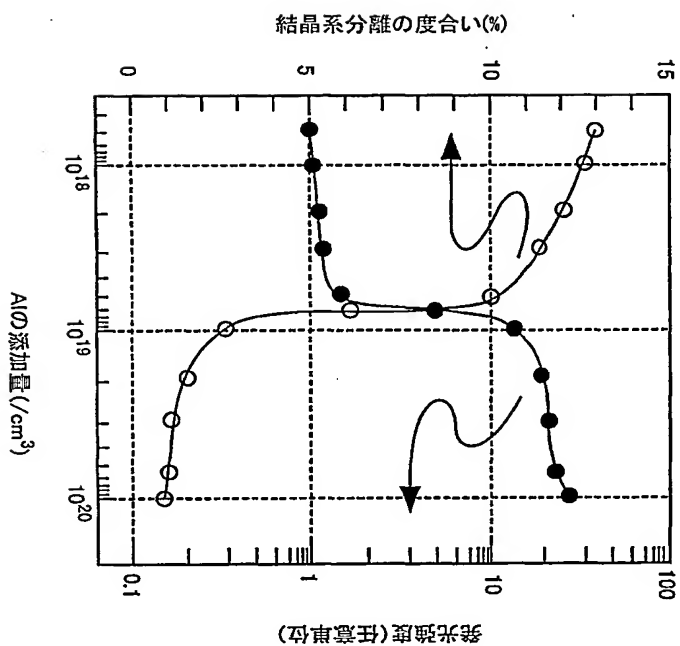


FIG.7

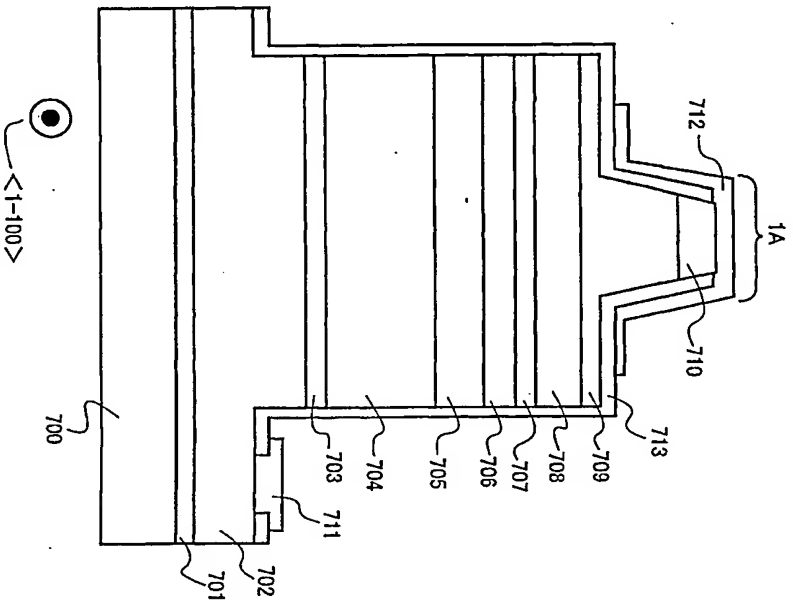


FIG.8

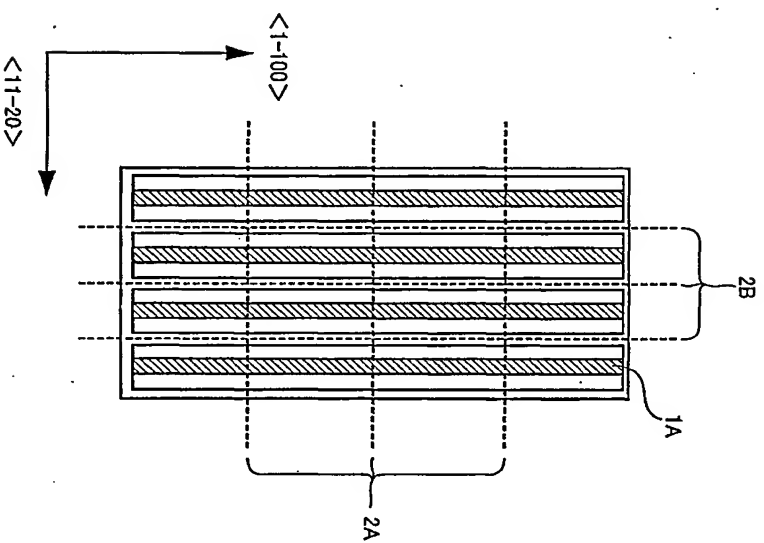


FIG.9

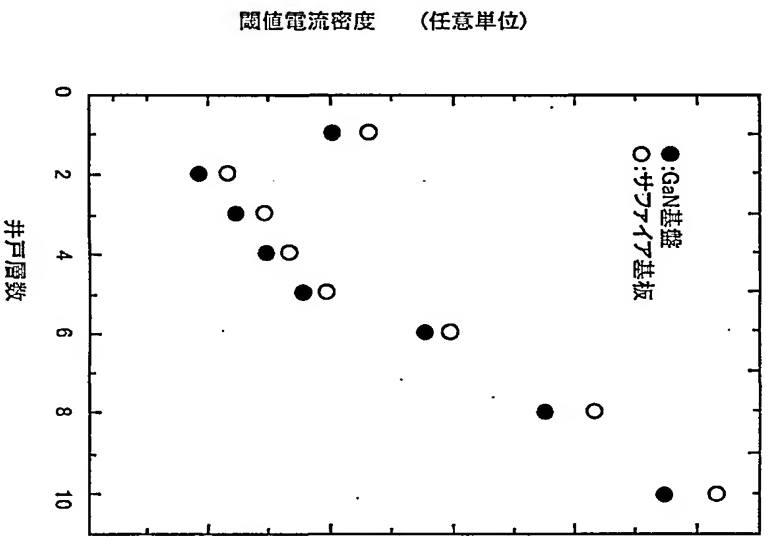


FIG.10A

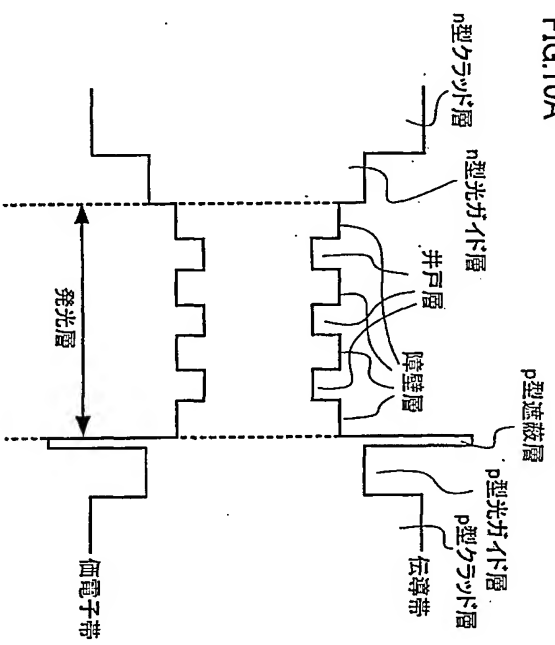


FIG.10B

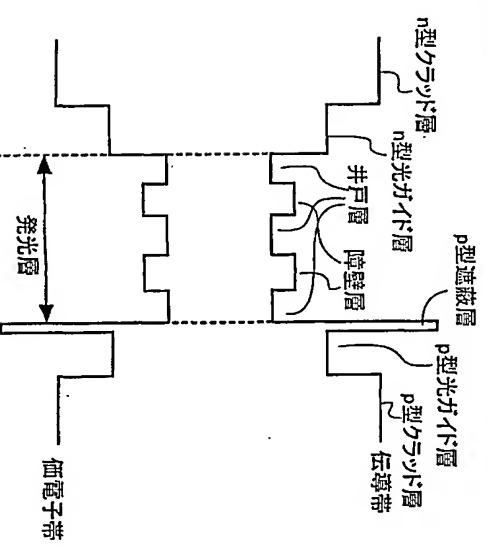


FIG.11A

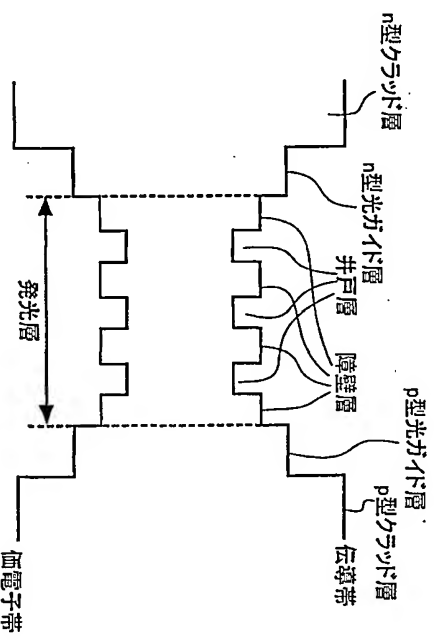


FIG.12

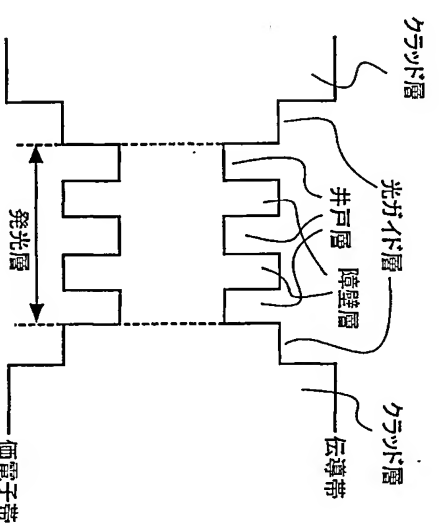


FIG.11B

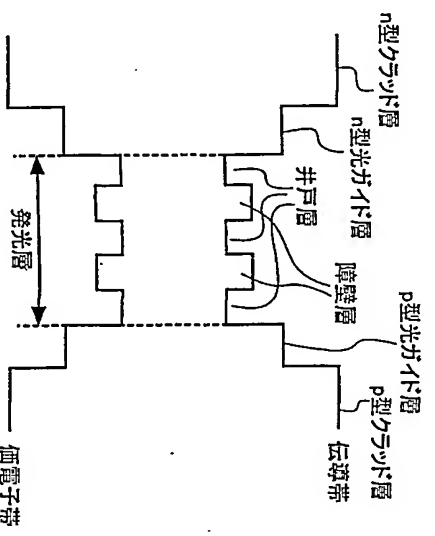
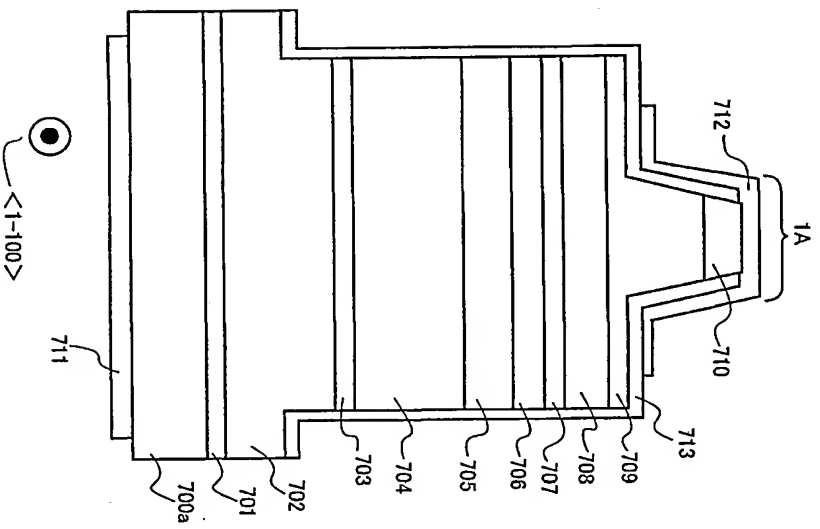
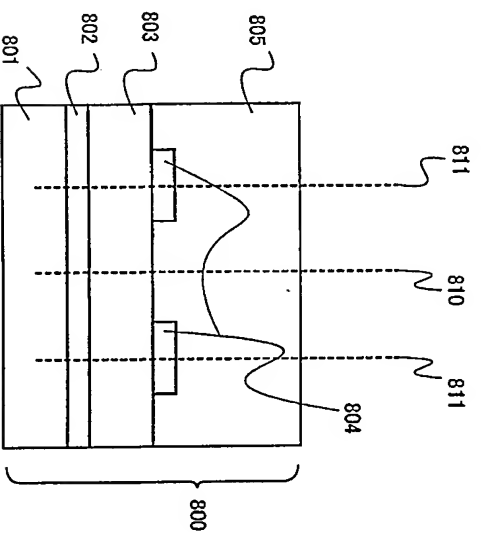


FIG.13



11 / 15

FIG.14



12 / 15

FIG.15A

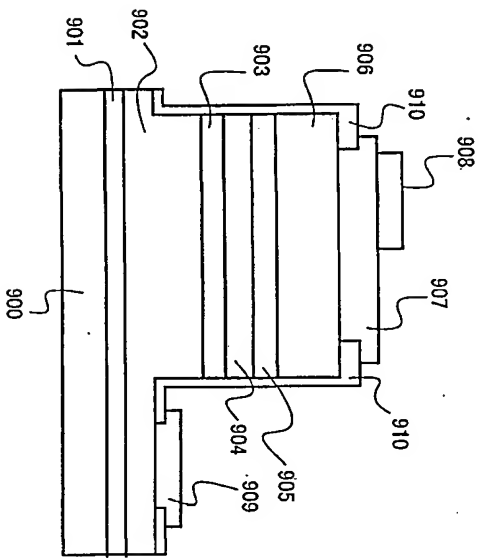


FIG.15B

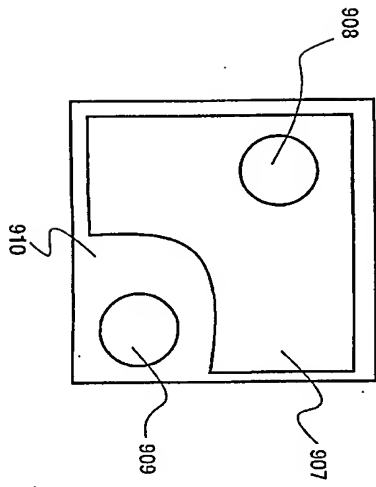
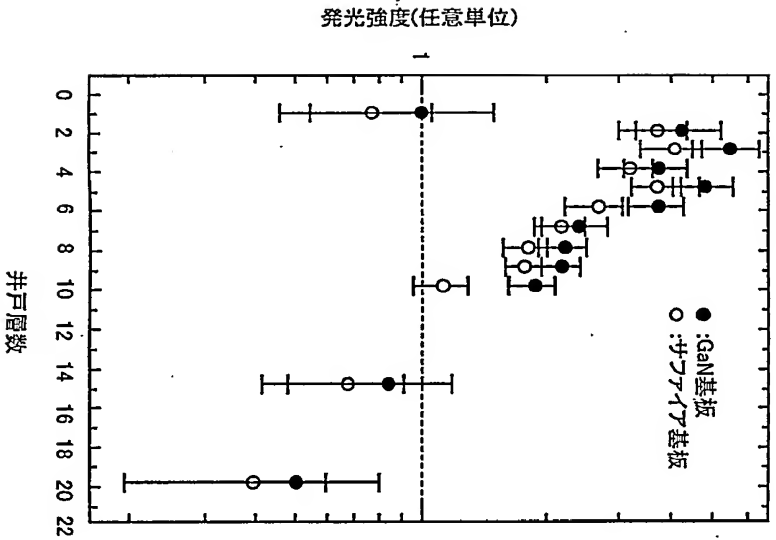


FIG.16



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP01/07664

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int. Cl.⁷ H01L33/00, H01S5/343

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int. Cl.⁷ H01L33/00, H01S5/00-5/50Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinnan Koho 1965-1996 Jitsuyo Shinnan Toroku Koho 1996-2001
Kokai Jitsuyo Shinnan Koho 1971-2001 Toroku Jitsuyo Shinnan Koho 1994-2001

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	WO 00/16383 A1 (Sharp Corporation), 23 March, 2000 (23.03.00), page 11, lines 13 to 17 page 24, lines 19 to 23 & JP 2000-150398 A	1-20 6, 7, 16, 17
Y	JP 2000-133840 A (Ricoh Company, Ltd.), 12 May, 2000 (12.05.00), Par. Nos. [0024] to [0026] & US 6207973 B	1-20
Y	JP 10-178201 A (Mitsubishi Cable Industries, Ltd.), 30 June, 1998 (30.06.98), Full text; all drawings (Family: none)	3, 19
Y	JP 2000-124500 A (Toshiba Corporation), 28 April, 2000 (28.04.00), Full text; all drawings (Family: none)	4
Y	JP 2000-232239 A (Nichia Chemical Industries Ltd.), 22 August, 2000 (22.08.00), Full text; all drawings (Family: none)	4

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

- *A* document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- *E* earlier document but published on or after the international filing date
- *L* document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another claim(s) or other special reason (as specified)
- *O* document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- *P* document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
- *T* later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- *X* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- *Y* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
- *Z* document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
22 November, 2001 (22.11.01)

Date of mailing of the international search report
04 December, 2001 (04.12.01)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

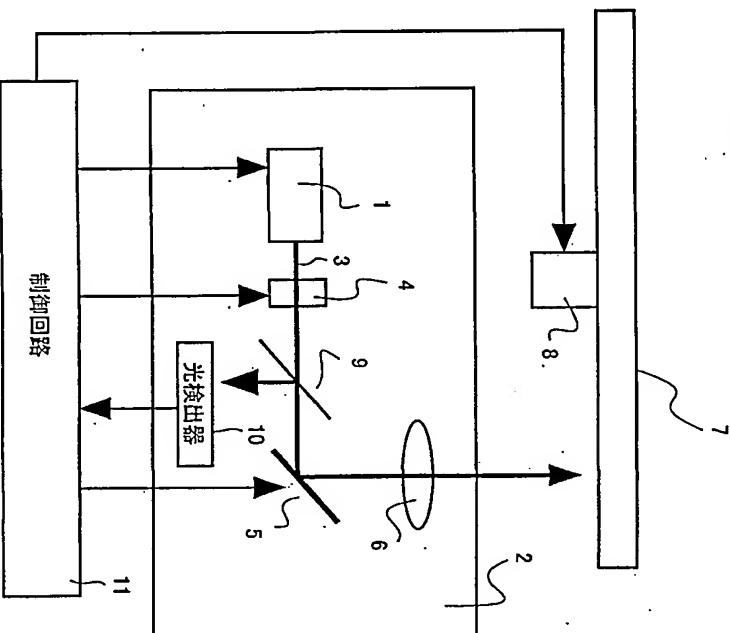
Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

Form PCT/ISA210 (second sheet) (July 1992)

FIG.17



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP01/07664

C (Continuation) DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 9-129920 A (Sumitomo Chemical Company, Limited), 16 May, 1997 (16.05.97), Par. Nos. [0020] to [0021] (Family: none)	6, 7, 16, 17
Y	JP 2000-68555 A (Hitachi, Ltd.), 03 March, 2000 (03.03.00), Full text; all drawings (Family: none)	9, 20
A	B. Borchert, et al., "1.29µm GaInAs multiple quantum-well ridge-waveguide laser diodes with improved performance", ELECTRONICS LETTERS, 09 December 1999, Vol.35, No.25, pages 2204-2206	1-20
A	US 5932896 A (Kabushiki Kaisha Toshiba), 03 August, 1999 (03.08.99), abstract & JP 10-135575 A	1-20
A	JP 2000-31537 A (Matsushita Electronic Corporation), 28 January, 2000 (28.01.00), Full text; all drawings (Family: none)	1-20
A	JP 11-284282 A (Fuji Photo Film Co., Ltd.), 15 October, 1999 (15.10.99), Full text; all drawings (Family: none)	1-20
A	JP 2000-183399 A (The Furukawa Electric Co., Ltd.), 30 June, 2000 (30.06.00), Full text; all drawings (Family: none)	1-20
A	JP 5-121327 A (Asahi Chemical Industry Co., Ltd.), 18 May, 1993 (18.05.93), Par. No. [0009] (Family: none)	6, 7, 16, 17

国際調査報告

国際出願番号 PCT/JP01/07664

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl. H01L33/00, H01S5/343

B. 調査を行った分野

調査を行った最小級資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl. H01L33/00, H01S5/00-5/50

最小級資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1965-1996
日本国公開実用新案公報 1971-2001
日本国実用新案登録公報 1996-2001
日本国登録実用新案公報 1994-2001

国際調査で利用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリ*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
Y	WO 00/16383 A1 (シヤーンズ株式会社) (23.03.00) 第11頁第13-17行 第24頁第19-23行 & JP 2000-150398 A	1-20 6, 7, 16, 17
Y	JP 2000-133840 A(株式会社リコー) (12.05.00) 段落0024-0026 & US 6207973 B	12.5月.2000 1-20

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリ

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「L」 優先権主張に提議する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「O」 口頭による開示、使用、展示等に基づく文献

「&」 同一パテントファミリー文献

「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

国際調査を完了した日 22.11.01

国際調査報告の発送日 04.12.01

国際調査機関の名称及びびて先

日本国特許庁 (ISA/JP)
郵便番号100-8915
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

近藤 幸浩

2K 8422

電話番号 03-3581-1101 内線 3253

C (続き) . 関連すると認められる文献		引用文献の カテゴリー*	
引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	請求の範囲の番号	関連する	
Y JP 10-178201 A (三菱電機工業株式会社) (30.06.98) (コナミリーなし) 全文全図	30.6月.1998	3, 19	
Y JP 2000-124500 A (株式会社東芝) (28.04.00) (コナミリーなし) 全文全図	28.4月.2000	4	
Y JP 2000-232239 A (日亜化学工業株式会社) (22.08.00) (コナミリーなし) 全文全図	22.8月.2000	4	
Y JP 9-129920 A (住友化学工業株式会社) (16.05.97) (コナミリーなし) 段落0020-0021	16.5月.1997	6, 7, 16, 17	
Y JP 2000-68555 A (株式会社日立製作所) (03.03.00) (コナミリーなし) 全文全図	3.3月.2000	9, 20	
A B. Borchert, et al., 1.29 μ m GaInNAs multiple quantum-well ridge-waveguide laser diodes with improved performance, ELECTRONICS LETTERS, 9th December 1999, Vol.35, No.25, pages 2204-2206	1-20		
A US 5932896 A (Kabushiki Kaisha Toshiba) (03.08.99) & JP 10-135575 A abstract	3.8月.1999	1-20	
A JP 2000-31537 A (松下電子工業株式会社) (28.01.00) (コナミリーなし) 全文全図	28.1月.2000	1-20	
A JP 11-284282 A (富士写真フイルム株式会社) (15.10.99) (コナミリーなし) 全文全図	15.10月.1999	1-20	
A JP 2000-183399 A (古河電気工業株式会社) (30.06.00) (コナミリーなし) 全文全図	30.6月.2000	1-20	
A JP 5-121327 A (旭化成工業株式会社) (18.05.93) (コナミリーなし) 段落0009	18.5月.1993	6, 7, 16, 17	

順に備えた半導体レーザ素子であって、積層面に垂直方向のフーリエモードベクトルにおけるリゾナルが抑制されるように、該下部ゲイ卜層および該上部ゲイ卜層の膜厚と組成を設定してなることを特徴とする。

【0008】また、本発明の半導体レーザ素子は、GaN層と、Al_{1-x}Ga_xN (0.05 ≤ x ≤ 0.2) 下部クラッ卜層と、In_yGa_{1-y}N (0 < y < 1) 下部ゲイ卜層 (膜厚 d1 [μm]) と、Al_{1-x}In_xGa_{1-x-b1}N_{b1}P_{a1}As₁ (0 ≤ a1, 0 ≤ b1, a1 + b1 ≤ 1, 0 ≤ e1, 0 ≤ f1, e1 + f1 < 0.5) 井戸層とAl_{1-x}In_xGa_{1-x-b2}N_{b2}P_{a2}As₂ (0 ≤ a2, 0 ≤ b2, a2 + b2 ≤ 1, 0 ≤ e2, 0 ≤ f2, e2 + f2 < 0.5) 障壁層との交互多層構造からなる活性層 (膜厚 Wa [μm]) と、In_{y2}Ga_{1-y2}N (0 < y2 < 1) 上部ゲイ卜層 (膜厚 d2 [μm]) と、Al_{1-x2}Ga_{x2}N (0.05 ≤ x2 ≤ 0.2) 上部クラッ卜層と、をこの順に備えた半導体レーザ素子であって、該半導体レーザ素子の発光光の清波モード面屈折率 nee と、該GaN層の屈折率 nea との間に、nea ≠ nea の関係が成立するように、該下部ゲイ卜層および該上部ゲイ卜層の膜厚と組成を設定してなることを特徴とする。

【0009】以上の構成により、従来の技術の半導体レーザ素子の問題が解決される。

【0010】さらに、本発明の半導体レーザ素子は、GaN層と、Al_{1-x}Ga_xN (0.05 ≤ x1 ≤ 0.2) 下部クラッ卜層と、In_{y1}Ga_{1-y1}N (0 < y1 < 1) 下部ゲイ卜層 (膜厚 d1 [μm]) と、Al_{1-x1}In_{x1}Ga_{1-x1-b1}N_{b1}P_{a1}As₁ (0 ≤ a1, 0 ≤ b1, a1 + b1 ≤ 1, 0 ≤ e1, 0 ≤ f1, e1 + f1 < 0.5) 井戸層とAl_{1-x2}In_{x2}Ga_{1-x2-b2}N_{b2}P_{a2}As₂ (0 ≤ a2, 0 ≤ b2, a2 + b2 ≤ 1, 0 ≤ e2, 0 ≤ f2, e2 + f2 < 0.5) 障壁層との交互多層構造からなる活性層 (膜厚 Wa [μm]) と、In_{y2}Ga_{1-y2}N (0 < y2 < 1) 上部ゲイ卜層 (膜厚 d2 [μm]) と、Al_{1-x2}Ga_{x2}N (0.05 ≤ x2 ≤ 0.2) 上部クラッ卜層と、をこの順に備えた半導体レーザ素子であって、該下部ゲイ卜層および該上部ゲイ卜層の膜厚と組成を、0.06 ≤ d1 + d2 ≤ 0.1 μm、0.06 ≤ y1, 0.06 ≤ y2, もしくは、0.1 < d1 + d2 ≤ 0.15 μm、0.04 ≤ y1, 0.03 ≤ y2, もしくは、0.2 < d1 + d2 ≤ 0.3 μm、0.015 ≤ y1, 0.015 ≤ y2, もしくは、0.3 < d1 + d2 μm、0.015 ≤ y1, 0.015 ≤ y2, のいずれかの範囲に設定してなることを特徴とする。

【0011】さらに、本発明の半導体レーザ素子は、GaN層と、Al_{1-x}Ga_xN (0.05 ≤ x1 ≤ 0.2) 下部クラッ卜層と、In_{y1}Ga_{1-y1}N (0 < y1 <

1) 下部ゲイ卜層 (膜厚 d1 [μm]) と、Al_{1-x1}In_{x1}Ga_{1-x1-b1}N_{b1}P_{a1}As₁ (0 ≤ a1, 0 ≤ b1, a1 + b1 ≤ 1, 0 ≤ e1, 0 ≤ f1, e1 + f1 < 0.5) 井戸層とAl_{1-x2}In_{x2}Ga_{1-x2-b2}N_{b2}P_{a2}As₂ (0 ≤ a2, 0 ≤ b2, a2 + b2 ≤ 1, 0 ≤ e2, 0 ≤ f2, e2 + f2 < 0.5) 障壁層との交互多層構造からなる活性層 (膜厚 Wa [μm]) と、In_{y2}Ga_{1-y2}N (0 < y2 < 1) 上部ゲイ卜層 (膜厚 d2 [μm]) と、Al_{1-x2}Ga_{x2}N (0.05 ≤ x2 ≤ 0.2) 上部クラッ卜層と、をこの順に備えた半導体レーザ素子であって、該下部ゲイ卜層および該上部ゲイ卜層の膜厚と組成を、y ≥ 0.003/d - 0.003 + (0.007 - 0.22 × Wa) + (-0.010 + 0.10 × x) [ただし、d = (d1 + d2) / 2, y = (y1 × d1 + y2 × d2) / (d1 + d2), x = (x1 + x2) / 2] の範囲に設定してなることを特徴とする。

【0012】上記本発明の半導体レーザ素子において、好ましくは、y1 ≤ b1 - 0.08, y2 ≤ b1 - 0.08 であり、さらに好ましくは、y1 ≤ b1 - 0.1, y2 ≤ b1 - 0.1 の範囲に限定される。

【0013】また、上記本発明の半導体レーザ素子において、好ましくは、y1 ≥ 0.01, y2 ≥ 0.01, y ≤ 0.16 - 0.6 × d であり、さらに好ましくは、y1 ≥ 0.01, y2 ≥ 0.01, y ≤ 0.13 - 0.6 × d である。最も好ましい形態として、さらに、y1 ≥ 0.02, y2 ≥ 0.02, d ≤ 0.12 の範囲に限定される。

【0014】なお、下部ゲイ卜層とは、AlGaN 下部クラッ卜層と、活性層とに挟まれた、Al を構成元素として含まない層のことであり、必ずしも一層の構成である必要はない。2, 3, 4, 5 層等の複数の異なる InGaN 薄層あるいはGaN薄層の積層構造やさらに多数の薄層からなる超格子積層構造であってもよく、この場合、各薄層の膜厚で加重平均した組成を下部ゲイ卜層の In 組成 y1 とする。また、上部ゲイ卜層とは、AlGaN 上部クラッ卜層と、活性層とに挟まれた、Al を構成元素として含まない層のことであり、必ずしも一層の構成である必要はない。2, 3, 4, 5 層等の複数の異なる InGaN 薄層あるいはGaN薄層の積層構造やさらに多数の薄層からなる超格子積層構造であってもよく、この場合、各薄層の膜厚で加重平均した組成を上部ゲイ卜層の In 組成 y2 とする。

【0015】本発明の光学式情報再生装置は、情報記録面を有する光ディスクに照射されたレーザ光の反射光を光電変換することにより、該光ディスクに記録された記録情報を再生する光学式情報再生装置であって、前述のいずれかの本発明の半導体レーザ素子を光源として用いることを特徴とし、これにより、従来の技術の問題点が解決される。

【0016】さらに、本発明の半導体レーザ素子はGaN層と、Al_{1-x}Ga_xN (0.05 ≤ x < 0.2) 下部クラッ卜層と、In_yGa_{1-y}N (0 < y < 1) 下部ゲイ卜層と、Al_{1-x}In_xGa_{1-x-b1}N_{b1}P_{a1}As₁ (0 ≤ a1, 0 ≤ b1, a1 + b1 ≤ 1, 0 ≤ e1, 0 ≤ f1, e1 + f1 < 0.5) 井戸層とAl_{1-x2}In_{x2}Ga_{1-x2-b2}N_{b2}P_{a2}As₂ (0 ≤ a2, 0 ≤ b2, a2 + b2 ≤ 1, 0 ≤ e2, 0 ≤ f2, e2 + f2 < 0.5) 障壁層との交互多層構造からなる活性層と、Al_{1-x2}Ga_{x2}N (0 < y2 < 1) 上部ゲイ卜層と、In_{y2}Ga_{1-y2}N (0.05 ≤ x2 ≤ 0.2) 上部クラッ卜層と、を備えた半導体レーザ素子であって、該下部ゲイ卜層の膜厚 d1 μm、該下部ゲイ卜層の In 組成 y1、該上部ゲイ卜層の膜厚 d2 μm、および、該上部ゲイ卜層の In 組成 y2 が、0.06 ≤ d1 + d2, 0.01 ≤ y1, 0.01 ≤ y2 の関係を満たす。

【0017】前記下部ゲイ卜層の膜厚 d1 μm および該下部ゲイ卜層の In 組成 y1 が、y1 ≥ 0.003/d1 - 0.003 の関係を満たしてもよい。

【0018】前記下部ゲイ卜層の膜厚 d1 μm および該下部ゲイ卜層の In 組成 y1 が、y1 ≥ 0.003/d1 + 0.002 の関係を満たしてもよい。

【0019】前記上部ゲイ卜層の膜厚 d2 μm および該上部ゲイ卜層の In 組成 y2 が、y2 ≥ 0.003/d2 - 0.003 の関係を満たしてもよい。

【0020】前記上部ゲイ卜層の膜厚 d2 μm および該上部ゲイ卜層の In 組成 y2 が、y2 ≥ 0.003/d2 + 0.002 の関係を満たしてもよい。

【0021】前記下部ゲイ卜層の In 組成 y1、前記下部ゲイ卜層の厚さ d1 μm、前記上部ゲイ卜層の In 組成 y2、前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記活性層の厚さ Wa μm が、y ≥ 0.003/d - 0.003 + (0.007 - 0.22 × Wa)、ここで、d = (d1 + d2) / 2, y = (y1 × d1 + y2 × d2) / (d1 + d2) の関係を満たしてもよい。

【0022】前記下部ゲイ卜層の In 組成 y1、前記下部ゲイ卜層の厚さ d1 μm、前記上部ゲイ卜層の In 組成 y2、前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記活性層の厚さ Wa μm が、y ≥ 0.003/d - 0.003 + (0.007 - 0.22 × Wa)、ここで、d = (d1 + d2) / 2, y = (y1 × d1 + y2 × d2) / (d1 + d2) の関係を満たしてもよい。

【0023】前記下部ゲイ卜層の In 組成 y1、前記下部ゲイ卜層の厚さ d1 μm、前記上部ゲイ卜層の In 組成 y2、前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記活性層の厚さ Wa μm が、y ≥ 0.003/d - 0.003 + (0.007 - 0.22 × Wa)、ここで、d = (d1 + d2) / 2, y = (y1 × d1 + y2 × d2) / (d1 + d2) の関係を満たしてもよい。

【0024】前記下部ゲイ卜層の In 組成 y1、前記下部ゲイ卜層の厚さ d1 μm、前記上部ゲイ卜層の In 組成 y2、前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記活性層の厚さ Wa μm が、y ≥ 0.003/d - 0.003 + (0.007 - 0.22 × Wa)、ここで、d = (d1 + d2) / 2, y = (y1 × d1 + y2 × d2) / (d1 + d2) の関係を満たしてもよい。

$$E[x] \sim \exp[\pm j(2\pi/\lambda)x] \quad (2)$$

$$A = \lambda / (na^2 - ne^2)^{0.5} \quad (3)$$

このAにより生じるリゾナル角度は、式(1)より約23°であり、図17におけるサブビーム位置とはほぼ一致する。また、FFP1703のように下部クラッ卜層

*成り2. 前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記活性層の厚さ Wa μm が、y ≥ 0.003/d + 0.002 + (0.007 - 0.22 × Wa)、ここで、d = (d1 + d2) / 2, y = (y1 × d1 + y2 × d2) / (d1 + d2) の関係を満たしてもよい。

【0023】前記下部ゲイ卜層の In 組成 y1、前記下部ゲイ卜層の厚さ d1 μm、前記上部ゲイ卜層の In 組成 y2、前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記上部クラッ卜層の A1 組成 x1、前記上部ゲイ卜層の In 組成 y2、前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記上部クラッ卜層の A1 組成 x2 が、y ≥ 0.003/d - 0.003 + (-0.010 + 0.10 × x)、ここで、d = (d1 + d2) / 2, y = (y1 × d1 + y2 × d2) / (d1 + d2), x = (x1 + x2) / 2, との関係を満たしてもよい。

【0024】前記下部ゲイ卜層の In 組成 y1、前記下部ゲイ卜層の厚さ d1 μm、前記上部ゲイ卜層の In 組成 y2、前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記上部クラッ卜層の A1 組成 x1、前記上部ゲイ卜層の In 組成 y2、前記上部ゲイ卜層の厚さ d2 μm および前記上部クラッ卜層の A1 組成 x2 が、y ≥ 0.003/d + 0.002 + (-0.010 + 0.10 × x)、ここで、d = (d1 + d2) / 2, y = (y1 × d1 + y2 × d2) / (d1 + d2), x = (x1 + x2) / 2, との関係を満たしてもよい。

【0025】本発明の光学式情報再生装置は上記に記載の半導体レーザ素子と、光検出器とを備え、該半導体レーザ素子から射出されたレーザ光を光ディスクに照射し、該光ディスクからの反射光に基づいて、該光ディスクに記録された情報を再生する。

【0026】
【発明の実施形態】 始めに、本発明の原理について述べる。
【0027】TEモードで共振する半導体レーザ素子において、角度θにおけるFFP強度は、導波モードの垂直方向xの電場分布E[x]の、係数を(2π/λ)s in θ (λは波長)としたフーリエ変換であるから、電界分布に、周期λの振動成分が強くあれば、

※理論からGaN層の屈折率neaは2.540、導波モードの等屈折率neaは、2.51と見做られ、よって、nea ≠ nee の関係があるから、GaN層中で電界E[x]は周期λで振動している。数式で示すと、以下のようになる。
【0029】

$$(1)$$

層1602を薄くすると±20°付近のサブビーム強度が増大するのは、GaN層1601と活性層1604・ゲイ卜層1603、1606との距離が小さくなること

11

により、GaN層1601への電界の分布が大きくなり、その結果、FPPが劣化するためと考えられる。さらに、本発明者らの実験により、基板としてサライアを使用し、GaN層1601の厚さを減らすと、平均的にはFPPが改善されることが判明した。これは、GaN層1601への電界の分布が減少した結果を示していると考えられる。また、さらに、GaN基板として用いられるGaN層1601の結晶品質を低下せたり、不純物量を大きくしたりするとリッヅルの変化によりGaN層1601の光吸収が大きくなって、結果として、導波モードのGaN層における電界分布が小さくなり、FPPが改善されることを示しているものと考えられる。以上の考察および検討事実から、特に±20°付近に顕著に生じることの多いリッヅルの原因を、下部クラッド層1602の外側に存在するGaN層1601における電界の振動であると推測した。

【0030】GaN層1601における電界の振動が原因で生じるFPPのリッヅルを根本的に生じなくさせるためには、上述の考察から、GaN層1601において電界が振動成分を持たないようにすればよく、これは、(2)式におけるexP関数の引数を実数とすること、すなわち、 $\text{real} \leq \text{real}$ とすればよい。この場合には、GaN層1601における電界E[x]がx方向に減衰することになる。なお、ここでいう減衰は、GaN層および実効屈折率の虚数成分は実数成分に比較して十分小さいので、無視している。realの値をこのような条件を満たすように変更でき、本発明者らが種々検討した結果、ガイド層を特定の組成・膜厚のInGa1-xN (0<y<1) とすれば、達成できることを見出した。

【0031】図1は、本発明の半導体レーザ素子100を示す模式図である。図1は、半導体レーザ素子100の導波路部分の共振器に沿った断面を示している。本半導体レーザ素子100は、n-GaN基板101 (膜厚30〜300μm) 上に、その上に順次、n-GaN中間層102 (膜厚0〜30μm)、n-Al_{1-x}In_xGa_{1-y}N (0.05≤x≤1.0、0.2) 下部クラッド層103 (膜厚0.5μm〜10μm)、n-In_{1-y}Ga_{1-y}N

12

(0<y<1<b1) 下部ガイド層104 (膜厚d1 [μm])、In_{1-x}Ga_{1-x}N (0<b2<b1) 井戸層とIn_{1-x}Ga_{1-x}N (0≤b2<b1) 障壁層との交互層構造からなる活性層105 (総膜厚370〜500nm、総膜厚5〜60nm)、AlGaInキヤパッド層106 (膜厚0〜20nm)、p-In_{1-x}Ga_{1-x}N (0<y2<b1) 上部ガイド層107 (膜厚d2 [μm])、p-Al_{1-x}In_xGa_{1-y}N (0.05≤x≤2.0、2) 上部クラッド層108 (膜厚0.4μm〜10μm)、p-GaNコンタクト層109の各層が堆積形成されている。さらに、p-GaNコンタクト層109の上には、金属電極 (例えば、Pd/Au、Ni/Pd/Au、Pd/Pt/Au等) 110が形成されており、また、n-GaN基板の裏面には金属電極 (例えば、Ti/Al、Zr/Al、Hf/Alなど) 111が形成されている。ここでは、n-GaN基板101とn-GaN中間層102を併せて、GaN層と呼ぶ。

【0032】半導体レーザ素子100において、下部ガイド層104および上部ガイド層107の組成および膜厚は、発振モードのreal、GaN層の屈折率realとの間に、 $\text{real} \leq \text{real}$ が成立するように設定されている。

【0033】等価屈折率realは、スラフ導波路における逆散の電界分布計算により求めることができる。例えば、ジャーナル・オブ・フサイロプサイジクス84号1196〜1203ページ (M. J. Bergman and H. C. Casey, Jr.: Appl. Phys. Vol. 84 (1998) p. 1196-1203) を参照することができる。また、電界分布計算におけるパラメータである、発振波長λ [nm] における各材料の屈折率realは、以下のようになり、求められる。発振波長λは300〜800nmの範囲とすることができ。

【0034】まず、各材料のパラメータEg [eV] が次式で与えられる。

【0035】InGaInN (0≤s≤1) に対しては、

$$E_g = E_{g1} [s] = 3.42 (1-s) + 2.65s - 3.94s (1-s) \quad (4)$$

$$AlGaInN (0 \leq t \leq 1) \text{ に対しては、} \\ E_g = E_{g2} [t] = 3.42 (1-t) + 6.2t - 1.057t (1-t) \quad (5)$$

$$InAlGaInN (0 < s < 1, 0 < t < 1, 0 \leq s+t \leq 1) \text{ に対しては、} \\ E_g = \{s \times E_{g1} [s+t] + t \times E_{g2} [s+t]\} / (s+t) \quad (6)$$

上記(4)〜(6)により、屈折率n (p [λ]) は、
p [λ] = 1 / [1/λ - (Eg - 3.42) / 1239.852]

13

とおくと、
p [λ] > 360.7のとき、
n_{ex} (p [λ]) = [4.3663801 + p² / (p² - 295.92)]^{0.5} (7)

p [λ] ≤ 360.7のとき、
n_{ex} (p [λ]) = c0 + c1 × q + c2 × q² + c3 × q³ + c4 × q⁴ (8)

ここで、
q = p [λ] - 360
c0 = 2.718
c1 = 9.976e-3
c2 = 3.005e-4
c3 = 4.584e-6
c4 = 2.596e-8
である。本発明において、realはここに規定されたパラメータを用い、上述のスラフ導波路における電界分布計算により計算されるものである。

【0036】レーザ構造を構成する層において、井戸層よりもエネルギーギャップの小さい組成の半導体からなる層と金属からなる層を除いて、吸収係数は小さいとして、無視してよい。また、基板である層101は、逆散の膜厚50μm以上であり、LD導波路断面のコア部分である下部ガイド層104から上部ガイド層107までの膜厚 (通常、4μm以下) と比較してかなり大きいので、基板の下面の導波モードに与える影響は小さいとして、無視してよい。すなわち、基板である層101の厚みを無限大として電界分布計算をすればよい。以上の手順により、本発明の形態におけるInGaInN部ガイド層104、InGaInN上部ガイド層107の膜厚、組成がreal ≤ realとなるように選定することができ。

【0037】以上の手順により、結果として、おおよそ、0.06≤d1+d2、0.01≤y1、0.01≤y2の範囲内に上記条件を満たす場合が存在することがわかる。具体的に、0.06≤d1+d2≤0.1の場合には、0.06≤y1、0.06≤y2、0.1<d1+d2≤0.15の場合には、0.04≤y1、0.04≤y2、0.15<d1+d2≤0.2の場合には、0.03≤y1、0.03≤y2、0.2<d1+d2≤0.3の場合には、0.015≤y1、0.015≤y2、0.3<d1+d2の場合には、0.01≤y1、0.01≤y2である。

【0038】ここで、下部ガイド層104とは、AlGaInN下部クラッド層103と、活性層105とに挟まれた、Alを構成元素として含まない層を意味し、必ずしも一層の構成である必要はない。2、3、4、5層等の複数の組成の異なるInGaInN薄膜あるいはGaN薄膜の積層構造、または、さらに多数の薄膜からなる超格子積層構造であってもよく、この場合、各薄膜の膜厚で加重平均した組成を下部ガイド層104のIn組成y1とすればよい。また、上部ガイド層107とは、AlGaIn

14

N上部クラッド層103と、活性層105との間に挟まれた、Alを構成元素として含まない層を意味し、必ずしも一層の構成である必要はない。2、3、4、5層等の複数の組成の異なるInGaInN薄膜あるいはGaN薄膜の積層構造、またはさらに多数の薄膜からなる超格子積層構造であってもよく、この場合、各薄膜の膜厚で加重平均した組成を上部ガイド層107のIn組成y2とすればよい。

【0039】本条件を満たす範囲で、半導体レーザ素子100を作製したところ、単峰で、かつ、図17に現われていたリッヅルが問題にならない程度 (10%以下) まで抑制されたFPPが常に見られ、良好な光学特性が実現できた。

【0040】(実施の形態1) 本実施の形態は、図1に模式図を示す半導体レーザ素子100の各層の膜厚・組成を以下のように形成した。n-GaN基板101 (膜厚100μm)、n-GaN中間層102 (膜厚3μm)、n-Al_{1-x}In_xGa_{1-y}N (x1=0.1) 下部クラッド層103 (膜厚0.8μm)、n-In_{1-y}Ga_{1-y}N (y1=0.035) 下部ガイド層104 (膜厚0.1μm)、In_{1-x}Ga_{1-x}N (b1は約0.17) 井戸層 (膜厚2μm)、In_{1-x}Ga_{1-x}N (b2=0.0) 5) 障壁層 (膜厚4nm) との交互層構造 (総膜厚/井戸層/障壁層/障壁層) からなる5重歪井戸活性層105 (総膜厚410nm、総膜厚34nm)、Al_{1-x}Ga_{1-x}N (x2=0.2) キヤパッド層106 (膜厚18nm)、p-In_{1-y}Ga_{1-y}N (y2=0.035) 上部ガイド層107 (膜厚0.1μm)、p-Al_{1-x}In_xGa_{1-y}N (x2=0.1) 上部クラッド層108 (膜厚0.5μm)、p-GaNコンタクト層109 (膜厚0.1μm)。

【0041】本実施の形態の半導体レーザ素子100の構成において、FPPを測定したところ、図2のように単峰のプロファイルが得られ、リッヅルはほとんど見られず (3%以下)、良好な放射特性が得られることが判明した。なお、室温における発振閾値は60mAであった。

【0042】比較例として、本実施の形態による半導体レーザ素子100のガイド層104、107のInGaInNの代わりに、従来の半導体レーザ素子1600のようにGaNを用いた半導体レーザ素子を作製したところ、そのレーザ素子は、図17のFFP1702と同様の、リッヅルのあるFPP特性を有した。このように、本発

施の形態によれば、光学特性の優れた半導体レーザー素子を得ることができた。

【0004】本実施の形態の半導体デバイス素子1000の基板とワードの導電層折り返しを上記手法により見做ったところ、 $n_{\text{eff}}=2$ 、 5.47 であり、 $G\text{-}n\text{G}\text{-}n$ 層の屈折率 $n_{\text{eff}}=2$ 、 5.40 より大きくかつた。これにより、 $n\text{-G}\text{-}n$ 構造101、 $n\text{-G}\text{-}n$ 中間層102、 $p\text{-G}\text{-}n$ コンタクト層109等での電界の減衰成分が無くなり、よって、良好な放射特性が得られたものと考えられる。

【0044】次に、本実施態の形態の半導体基板素子100の構造から、1 nm Ga-In-As N層下部が、下部104および1 nm Ga-In-As N層上部が下部107の1 n組成Y1を覆う2と、それらの間隔が1 [nm]、d2 Y1およびY2変更して、等価厚平均の値計算した結果図3のグラフに示す。図3の黒い点は算された点であり、曲線はそれらをなめらかに結ぶ。ここでは、説明を簡略にする目的で、ゲイド層104、107の1 n組成を成膜して層をそれぞれ等しい、すなわちY1=Y2、

d1=dとなるように形成した。図3に示される「**カイド層**」を「**カイド層104**、107」の厚さ(d1=d)とする。図3に示される「**カイド層104**」は、**カイド層の1n組成**が、**GaNの屈折率**0.925~0.15μmを超えない。**カイド層の1n組成**を0.925~0.15μmを超えない。**カイド層の1n組成**を0から0.9まで変化する、あるいは、**カイド層を増加させるほど、一般に等価屈折率は増大し、カイド層が0.15μmの場合には、1n組成は約0.016以上、カイド層が0.1μmの場合には、1n組成は約0.028以上、カイド層が0.05μmの場合には、1n組成は約0.057以上で等価屈折率の値はGaNの屈折率2.540を超える。****カイド層が0.025μmの場合、いずれの1n組成でも、等価屈折率の値はGaNの屈折率2.540を超えない。**上述のように、ここで、「**カイド層104**」と「**AIGAN下部クラッド層103**と、活性層105」とに挟まれたA1を構成元素として含まない層を意味し、必ずしも一層の構成である必要はない。2、3、

4、5層等の数値の組成の異なるInGaN薄膜あるいはInGaP薄膜の積層構造やさらに多数の障壁となる超格子積層構造であってもよく、この場合、各障壁の膜厚が互に平均した組成で下部ガイト膜104中の1n組成で加重平均した組成を下部ガイト膜104中の1n組成で1とすればよい、このことは、実態の形骸でないし9)においても同じように適用される。また、上部ガイト膜107とは、AlGaIn上部クラッド膜108と、活性層105とは、A1を構成元素として含まない層のことであり、必ずしも一層の構成である必要はない。

2、3、4、5層等の数値の組成の異なるInGaP薄膜あるいはInGaP薄膜の積層構造やさらに多数の障壁となる超格子積層構造であってもよく、この場合、各障

特開2001-85796

膜の膜厚で加重平均した組成を上部ガイド層107の1n組成γ2とすればよい。このことは、実施の形態2ないし9においても同じように適用される。

【0004】 ガイド層104、107の厚さおよび111の組成等しい（すなわち、 $d1=d2$ 、 $y1=y2$ ）場合には、等価屈折率 n_{eq} とGaNの屈折率 n_{GaN} とが等しくなる。ガイド層厚とガイド111の組成との値を黒丸で図4に示し、曲線Aは黒丸をなめらかに結ぶ。図4は、横軸にガイド層厚、縦軸にガイド111の組成を示す。曲線Aは、 $y1=0$ 、 $0.03/d1=0$ 、 0.03 で近似できる。曲線A上の領域（曲線Aを含む）を、すなわち近似的に、 $y1 \geq 0$ 、 $0.03/d1=0$ 、 0.03 を満たす範囲で、等価屈折率 n_{eq} はGaNの屈折率 n_{GaN} 以上（ $n_{eq} \geq n_{GaN}$ ）になり、基板層のGaN層101、102に起因するリソグラフィ無く、良好な光特性を得ることができる。また、同様にして、 $y2 \geq 0$ 、 $0.03/d2=0$ 、 0.03 を満たすことで、等価屈折率 n_{eq} はGaNの屈折率 n_{GaN} 以上（ $n_{eq} \geq n_{GaN}$ ）になり、良好な光特性を得ることができる。

[0004] なお、図3および図4での計算結果は、簡略化のために上下の1nGaIn層104、107、110の所をおよび1n組成を対称、すなわち、 $d_{11}=d_2$ 、 $y_1=y_2$ とした。しかし、これは非対称であってもよく、この場合、上下ガリウム層の平均厚を、すなわち $(d_{11}+d_2)/2=d$ を、ガリウム層を考慮すれば、図3および図4の関係はそのままだと見做し得る。また、上下ガリウム層の組成の加重平均、すなわち $(y_1 \times d_{11} + y_2 \times d_2)/(d_{11}+d_2)=y$ をガリウム層1n組成として考えれば、図3および図4の関係はそのままだと見做し得る。ただし、実用可能な範囲にすぎない。したがって、活性層への光閉じ込め効果に影響を及ぼすので、ある程度限定される。実用的には、 y_1 と y_2 との差は、 $-0.05 \leq y_1 - y_2 \leq 0.05$ を満たす。 y_1 と y_2 の差が、 $-0.03 \leq y_1 - y_2 \leq 0.03$ を満たす場合は、実用的には、 $0.33 \leq d_{11}/d_2 \leq 0.33$ を満たすことが必要であり、特に好ましくは、 $0.56 \leq d_{11}/d_2 \leq 1.8$ を満たす。

【0044】さらに、曲線Aで示される条件を満たす種々の構造の半導体レーザー素子を作成したところ、曲線Aに近き条件、例えば、 $d=0.1$ [μm] かつ、 $y=0.03$ の場合や、 $d=0.07$ [μm] かつ、 $y=0.045$ の場合等には、必ずしも完全なFFPのリップが抑制されるわけではなく、同一ウェハ内でも、FFPの0°付近（正面付近）に微かなリップが生成して素子が現われることがある。これは、InGaNの結晶成長では、相分離すなわち、結晶中の微小な組成揺らぎが生じてしまうことや、そのような場合において、曲線Aで示される条件を逸脱してしまうためであり、これが、悪影響を及ぼしているものと推察される。

実験的にこのような問題が生じない境界を求めたところ、 $y \geq 0.003/d + 0.002$ を満たす範囲であれば良いことが判明した。この境界を図4に曲線A'として示す。

【0048】良好な光学特性を得るための、ガイド層104、107の組成 y 、膜厚 d は、図4の曲線Aを含む右上の領域、好ましくは、曲線Aを含む右上の領域に限定されるが、次のような要請から、ガイド層104、107の好ましい範囲はさらに制限される。まず、組成にに関して、戸戸層にキヤリアを良好に閉じ込める必要から、 $y1 \leq b1 < 0.08$ 、 $y2 \leq b1 - 0.08$ でなければならぬことが、実験的に明した。本実施形態において、 $b1$ が約0.17である場合、1n組成は約0.09より小さいことが好ましい。1n組成が0.09である場合を図4に直線Bとして示す。直線Bより下側の領域が所望の範囲であり、この範囲を逆選びて、ガイド層の1n組成が大きくなり、ガイド層の1n組成に近づくとき、キヤリアの閉じ込めがより戸戸層の、発光動作が良くなるが、閾電圧が非常に高くなってしまった。さらに、好ましくは、 $y1 \leq b1 - 0.1$ 、 $y2 \leq b1 - 0.1$ を満たし(図4の直線B'より下側の領域

である)、これにより、高温でも傾度の上昇が抑制され、50℃で1000時間以上の寿命が確保されるようになった。またさらには、 γ 140/104、107の1n組成を隔壁層の1n組成よりも小さくすること、すなわち、 γ 1< γ 2、 γ 2< γ 2.2であることを最も好ましかった。これにより、井戸留へのキリヤの閉じこめが良好なものとなったと考えられ、この範囲に限定した結果、70℃で1000時間以上の寿命が確保されるようになった。この点に関して記載の量を越えるために、以降の実験の形態2ないし9での記載が省略するが、上記と同じ範囲で、好ましい範囲が適用される。

【0049】次に、大きい1n組成のガイド層を厚く形成すると、半導体層17が素子の活性層特性および結晶特性に関して問題が生じることが判明した。これは、結晶成長により生じた組成揺らぎにより、活性層の組成自体が変動されることと、ガイド層自体の組成揺らぎが、活性層へのキャリア注入の空間的揺らぎを生じ、そのため、雑音特性および寿命特性に悪影響を及ぼすものと推測される。これにより、ガイド層104、107の厚みに関しても、好ましい範囲が限定される。1n組成が0.01以上の結晶組成の場合、 $y \leq 0.16 - 0.6 \times d$ の範囲を満たせば（図4に示される直線Aの左下側の領域）、良好1InGaInN膜の形成が可能であり、戻り光量が0.001~10%の範囲で、相対強度変化が $-1.25 \text{ dB}/H_{1/2}$ 以下の低雑音振動が可能であり、この範囲で少なくとも10000時間以上の寿命が確保されるように好ましい。より好ましくは、 $y \leq 0.13 - 0.6 \times d$ の範囲を満たせば（図4に示される直線C'の左下側の領域）、戻り光量が0.001~10%の範囲で、相対

特開2001-85796

強度が一130dB/Hz以下の低振音振動作用が可能であり、低振音振動作用が可能で、かつ、40℃で10000時間以上の寿命が確保されるようになった。
[0050] さらに、ロケット推進室より良く特性の良いなレーザ素子を得る観点からは、ガリウム原子層dは $y1 \geq 0.02$ 、 $y2 \geq 0.02$ の結晶に於いて、 $0.12 \mu\text{m}$ 以下であることが良く、これを取った場合、In金属の析出に起因して結晶成長後のウェーハが黒っぽく見えたり時々生じ、このようなウェーハから作製されたレーザ素子は特性が非常に悪いものしか得られなかった。

いことがあった（必ず生じてしまうのではないが）。しかし、 $d \leq 0$ 、1.2の範囲に限定することで、このような問題が防止された。以上、ここで説明した最も好ましい範囲（ $y \geq 0$ 、 $0.03 \leq d + 0$ 、 0.02 、 $y_1 \leq b_1 - 0.1$ 、 $y_2 \leq b_1 - 0.1$ 、 $y_1 < b_2$ 、 $y_2 < b_2$ 、 $d \leq 0$ 、1.2、ここで、 $b_1 = 0$ 、1.7および $b_2 = 0$ 、0.5）を図4に斜線で示す。

[0051] この点に関して記載の重畳を避けるために、以降の実施の形態でない9では記載は省略するが、上記と同じ範囲で、好ましい範囲が補完されるものである。

【0055】さらに、活性層の組成を調整して、発光波長を380～430 nm (20℃) の範囲としても、上述の関係式は変わらなかった。

【0056】(実施の形態2) 図5に本実施形態の半導体レーザ素子500を示す。本実施形態の半導体レーザ素子500は、実施の形態1における半導体レーザ素子100の活性層105を活性層505に変更した点を除くと同半導体レーザ素子100と同構成を行なう。本実施の形態における半導体レーザ素子500の活性層105の構成は、InbGa_{1-b}In (bは約0.17) 半井層(膜厚2 nm)、In_{0.2}Ga_{0.8}In (b2=0.05) 障壁層(膜厚4 nm) との交互多層構造(障壁層/半井層/障壁層/半井層/障壁層) からなる2重量子井半井層105(発光波長410 nm、総膜厚16 nm) である。本実施の形態における半導体レーザ素子500は、活性層505は、実施形態1の半導体レーザ素子100の半井層105と多層構造の膜厚が異なる。

【0054】本実施の形態の半導体レーザ素子の構成において、FPPを測定したところ、図2に示した実施の形態と同様に単峰でリッジ長がほぼ一定と見られる形状（3%以下）プロファイルが得られ、良好な波長特性が得られることが判明した。なお、本実施の形態の半導体レーザ素子500において、室温における発振閾値は2.5mAであり、110℃においても連続駆動動作が確認できた。

2と同様のリッジ線のあるF-P特性を有した。
 【0056】このように、本実施の形態によれば、光学特性の改善された半導体レーザ素子を得ることができ

【0057】本実施の形態の半導体レーザ素子500の発振モードの等価屈折率 n_{eq} を上記手法により見積もったところ、 $n_{eq}=2.543$ であり、GaN層の屈折率 $n_{GaN}=2.540$ よりも大きかった。これにより、 $n-GaN$ 基板101、 $n-GaN$ 中間層102、 $p-GaN$ コンタクト層109等での電界の振動成分が無くなり、よって、良好な放射特性が得られたものと考えられる。

【0058】さらに、本実施の形態の変形例として、活性層の構成を、 $In_0.1Ga_{0.9}In$ (b1は約0.17) 井戸層 (厚2nm)、 $In_0.2Ga_{0.8}In$ (b2=0.05) 障壁層 (厚4nm) との交互多層構造 (障壁層/井戸層/.../井戸層/障壁層) からなる3重量子井戸活性層 (発光波長410nm、総厚2.2nm) としたところ、図2に示した実施の形態1と同様に単峰で、リッジ線がほとんど見られないF-Pプロファイルが得られ、良好な放射特性となることが判明した。なお、この半導体レーザ素子において、室温における発振閾値は4.0mAであり、100℃においても連続発振動作が確認できた。この半導体レーザ素子の発振モードの等価屈折率 n_{eq} を上記手法により見積もったところ、 $n_{eq}=2.545$ であり、GaN層の屈折率 $n_{GaN}=2.540$ よりも大きかった。これにより、 $n-GaN$ 基板101、 $n-GaN$ 中間層102、 $p-GaN$ コンタクト層109等での電界の振動成分が無くなり、よって、良好な放射特性が得られたものと考えられる。

【0059】次に、本実施の形態の半導体レーザ素子500の構造から、活性層505の構造を、その総厚を種々変更し、各活性層505の膜厚に対して、等価屈折率 n_{eq} の値がGaNの屈折率 n_{GaN} を超えるときのガイド層1n相成りyを計算し、示したグラフを図6に示す。図6によれば、活性層505の膜厚が10から50nmの範囲で、等価屈折率 n_{eq} の値がGaNの屈折率 n_{GaN} を超えるようにするためのガイド層504、507の条件は実施の形態1の半導体レーザ素子100 (活性層膜厚3.4nm) で説明したガイド層とほとんど変わらない (すなわち、実施形態1のガイド層104、107の1n相成りは0.035であるのに対し、図6から求められるガイド層504、507の1n相成りは、活性層505の膜厚が5〜60nmの範囲で、 0.035 ± 0.005 以内である) ことがわかる。厳密には、活性層505の膜厚が薄いほど1n相成りを大きく設定する必要があるが、活性層膜厚が10nmの場合でも実施の形態1のガイド層の1n相成り0.035に+0.005を大きくする必要が小さくである。また、活性層膜厚が薄いほど1n相成りが小さくてもよいが、活性層膜厚50nm場合で

も実施の形態1のガイド層の1n相成り0.035から1n相成りは0.005程度小さくてもよいだけであり、実用上相成いをこのレベルまで厳密にコントロールすることも難いため、実施の形態1の半導体レーザ素子100で示した条件を活性層505の膜厚10〜50nmの範囲で適用してもよい。より厳密には、活性層膜厚が、5〜60nmのとき、図4の曲線Aで示される条件に活性層膜厚 W_A [μm] による補正を加えて、 $y \geq 0.003/d - 0.002 + (0.007 - 0.22 \times W_A)$ とすればよいことが、図6から求められる。

【0060】なお、本実施の形態のように、活性層の両端が障壁層であるとき、(＜障壁層/井戸層/.../障壁層/障壁層)の構成、活性層の両端の一方が障壁層であり、他方が井戸層であるとき(＜障壁層/井戸層/.../障壁層/井戸層)の構成、活性層の両端が井戸層であるとき、(＜井戸層/障壁層/.../障壁層/井戸層)の構成のいずれの場合においても、それら井戸層/障壁層の膜厚を加えわたるものを活性層膜厚 W_A としてよく、いずれの場合においても、本実施の形態に示した関係式は保たれる。

【0061】さらに、活性層の組成を調整して、発光波長を380〜440nm (20℃) の範囲としても、上述の関係式は変わらない。

【0062】(実施の形態3) 図7に本実施の形態の半導体レーザ素子700を示す。本実施の形態の半導体レーザ素子700は、実施の形態1における半導体レーザ素子100の上下のクラッド層103、108の組成および活性層105の構成を変更した点を除くと半導体レーザ素子100と同じである。本実施の形態における半導体レーザ素子700の活性層705の構成は、 $In_0.1Ga_{0.9}In$ (b1は約0.17) 井戸層 (膜厚2nm)、 $In_0.2Ga_{0.8}In$ (b2=0.05) 障壁層 (膜厚4nm) との交互多層構造 (障壁層/井戸層/.../井戸層/障壁層) からなる3重量子井戸活性層 (発光波長410nm、層厚2nm) である。本実施の形態における半導体レーザ素子700のそれぞれのクラッド層の構成は、 $n-A1_{0.1}Ga_{0.9}In$ (x1=0.1) 3) 下部クラッド層703 (膜厚0.8 μm)、 $p-A1_{0.2}Ga_{0.8}In$ (x2=0.13) 上部クラッド層708 (膜厚0.5 μm) である。

【0063】本実施の形態の半導体レーザ素子700の構成において、F-Pを決定したところ、図2に示した実施の形態1の半導体レーザ素子100と同様に単峰でリッジ線がほとんど見られない (3%以下) プロファイルが得られ、良好な放射特性が得られることが判明し

た。なお、本実施の形態の半導体レーザ素子700において、室温における発振閾値は25mAであり、110℃においても連続発振動作が確認できた。

【0064】比較例として、本実施の形態と同じ構造の半導体レーザ素子の1nGaInからなるガイド層104、107として、従来の技術のようにGaInを用いると、本実施の形態と同じ構造の半導体レーザ素子を作製したところ、図17のF-P1702と同様の、リッジ線のあるF-P特性であった。このように、本実施の形態によれば、光学特性の改善された半導体レーザ素子700を得ることができた。

【0065】本実施の形態の半導体レーザ素子700の発振モードの等価屈折率 n_{eq} を上記手法により見積もったところ、 $n_{eq}=2.548$ であり、GaIn層の屈折率 $n_{GaIn}=2.540$ よりも大きかった。これにより、 $n-GaIn$ 基板701、 $n-GaIn$ 中間層702、 $p-GaIn$ コンタクト層709等での電界の振動成分が無くなり、よって、良好な放射特性が得られたものと考えられる。

【0066】さらに、本実施の形態における上下のクラッド層703、708の構成を、それぞれ、 $n-A1_{0.1}Ga_{0.9}In$ (x1=0.07) 下部クラッド層703 (膜厚0.8 μm)、 $p-A1_{0.2}Ga_{0.8}In$ (x2=0.07) 上部クラッド層708 (膜厚0.5 μm) としたところ、図2に示した実施の形態1の半導体レーザ素子100と同様に単峰で、リッジ線がほとんど見られない (5%以下) F-Pプロファイルが得られ、良好な放射特性となることが判明した。なお、この半導体レーザ素子700の発振モードの等価屈折率を上記手法により見積もったところ、 $n_{eq}=2.542$ であり、GaIn層の屈折率 $n_{GaIn}=2.540$ よりも大きかった。これにより、 $n-GaIn$ 基板701、 $n-GaIn$ 中間層702、 $p-GaIn$ コンタクト層709等での電界の振動成分が無くなり、よって、良好な放射特性が得られたものと考えられる。

【0067】次に、本実施の形態の半導体レーザ素子700の構造から、上下のクラッド層の構成を、その組成を種々変更して、上下のクラッド層703、708のA1組成に対して、等価屈折率 n_{eq} の値がGaInの屈折率 n_{GaIn} を超えるときのガイド層1n相成りyを計算した結果を図8のグラフに示す。ただし、説明を簡便化するため、 $x1=x2$ とした。図8によれば、クラッド層のA1組成が0.055から0.145の範囲で、等価屈折率 n_{eq} の値がGaInの屈折率 n_{GaIn} を超えるようにするためのガイド層704、707の条件はクラッド層103、108のA1組成が0.1の場合 (実施の形態1ならびに2の場合) とほとんど変わらない (すなわち、実施形態1においてガイド層104、107の1n相成りは0.035であるのに対し、ガイド層704、707の

1n相成りは0.035±0.005以内) ことがわかる。詳細には、クラッド層のA1組成が大きいほど1n相成りを大きく設定する必要があるが、クラッド層のA1組成0.145の場合でも実施の形態1に示した条件 (ガイド層の1n相成り0.035) に1n相成りを+0.005を大きくする必要はただであり、また、クラッド層のA1組成が小さいほど1n相成りが小さくてもよいが、クラッド層のA1組成0.055の場合でも実施の形態1に示した条件から1n相成りが0.005程度小さくてもよいだけであり、実用上相成いをこのレベルまで厳密にコントロールすることも難いため、実施の形態1に示した条件をクラッド層組成0.055から0.145の範囲で適用してもよい。なお、図8では、上下のクラッド層の組成を同じとしたが、本発明の適用範囲はこの場合に限られるものではなく、図8を参照すれば明らかとなるように、クラッド層のA1組成が0.055から0.145の範囲で結果はほとんど変わらないものであるから、上下のクラッド層703、707の組成をこの範囲内で任意に変更してもよい。

【0068】また、より厳密には、クラッド層のA1組成 x が、 $0.05 \leq x \leq 0.2$ のとき、図4の曲線Aで示される条件にクラッド層のA1組成 x による補正を加えて、 $y \geq 0.003/d - 0.002 + (-0.010 + 0.10 \times x)$ とすればよいことが、図8から求められる。また、実施の形態1に記述したのと同じ理由により、好ましい範囲が、図4の曲線A'で示される条件にクラッド層のA1組成 x による補正を加えて、 $y \geq 0.003/d + 0.002 + (-0.010 + 0.10 \times x)$ としてよいことが、図8から求められる場合には、その単峰平均値 $(x1+x2)/2$ を x として考えればよい。

【0069】さらに、A1GaInクラッド層の構成を組成の異なるいくつかの薄層A1GaInの交互積層からなるような、いわゆる超格子クラッド層とした場合、交互積層膜を構成する薄層の周期が30nm以下程度であれば、モードには影響しないので、その交互積層膜の平均組成を上記クラッド層の組成 $x1$ 、 $x2$ としてよく、上記の関係式はそのまま適用できる。

【0070】さらに、クラッド層の厚みを変える検討を行ったところ、下部クラッド層703に関して、膜厚0.6 μm 以上であれば、上述の条件を変更する必要はなかった。また、上部クラッド層708に関して、膜厚0.3 μm 以上であれば、上述の条件を変更する必要はなかった。

【0071】さらに、活性層705の組成を調整して、発光波長を380〜440nm (20℃) の範囲としても、上述の関係式は変わらない。

【0072】(実施の形態4) 本半導体レーザ素子は、実施の形態1の半導体レーザ素子100の変形例であ

り、図9に概略図を示す。本実施の形態の半導体レーザ素子900の各層の膜厚・組成を次のものとしたものである。n-GaN基板901（膜厚70μm）の上にn-GaN第1中間層902（膜厚4μm）、n-InGa-xN（x=0.07）第2中間層912（膜厚0.05μm）、n-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（x1=0.07）下部クラッド層903（膜厚0.7μm）、n-InGa-xN（y1=0.035）下部ガイド層904（膜厚0.1μm）、1nmInGa-xN（b1は約0.17）井戸層（膜厚2nm）、1nmGa-xN（b2=0.05）障壁層（膜厚4nm）との交互多層構造（障壁層/井戸層/・・・/井戸層/障壁層）からなる5重量子井戸活性層905（発光波長410nm、総膜厚3.4nm）、p-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（z=0.02）下部キャップ層906（膜厚1.8nm）、p-In_{0.2}Ga_{0.8}N（y2=0.035）上部ガイド層907（膜厚0.1μm）、p-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（z1=0.02）上部キャップ層913（膜厚5nm）、p-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（x2=0.1）上部クラッド層908（膜厚0.5μm）、p-GaNコンタクト層909（膜厚0.1μm）が順次積層形成されている。本実施の形態においては、下部クラッド層903の下にn-InGa-xN第2中間層912が介装されており、これは、積層構造中にクラッドが導入されることを防止するための役割も果たしている。さらに、本実施の形態においては、上部ガイド層の上にp-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（z1=0.02）上部キャップ層913が介装されており、これは、レーザ構造の積層形成中に、Inを含んで構成されるガイド層907の蒸発による劣化を防止するために設けられている。

【0073】本実施の形態の半導体レーザ素子900の構成において、F/Pを測定したところ、図2のように単峰のプロファイルが得られ、リッジはほとんど見られず（10%以下）、良好な放射特性が得られることが判明した。なお、室温における発光強度は55mAであり、80℃においても連続発振動作が確認できた。

【0074】比較例として、本実施の形態と同じ構造の半導体レーザ素子900のInGa-pからなるガイド層904、907に従来の技術のようにGaNを用いて半導体レーザ素子を作製したところ、図17のF/P1702と同様にリッジのあるF/P特性を示した。したがって、本実施の形態によれば、光学特性の優れた半導体レーザ素子900を得ることができる。

【0075】本実施の形態の半導体レーザ素子900の発振モードの等価屈折率 n_{eq} を上記方法により見積もったところ、 $n_{eq}=2.547$ であり、このように、n-InGa-xN第2中間層912をクラッド層の外側に介装した実施の形態1の半導体レーザ素子100の場合と同じであった。これは、導波モードは、上下クラッド層903、908よりも内側の構造によりほぼ決定さ

れているので、等価屈折率 n_{eq} の値にはほとんど影響しないためであり、実施の形態1ないし3に示した等価屈折率 n_{eq} の値がGaNの屈折率を超える条件は本実施の形態のようクラッドを防止するための層（InGa-Nで構成され膜厚0.1μm以下）を導入しても変わらない。さらに、等価屈折率 n_{eq} がp-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（z1=0.02）上部キャップ層913を上部ガイド層907と上部クラッド層908との間に介装しない実施の形態1の場合と同じであったのは、p-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（z1=0.02）上部キャップ層913が20nm以下と薄いため、等価屈折率 n_{eq} の値にはほとんど影響しないためであり、実施の形態1ないし3に示した等価屈折率 n_{eq} の値がGaNの屈折率 n_{eq} を超える条件は本実施の形態のようクラッドを防止するための層（InGa-Nで構成され膜厚0.1μm以下）を導入しても変わらなかった。

【0076】【実施の形態5】図10に半導体レーザ素子1000を示す。半導体レーザ素子1000は、図9に概略図を示す半導体レーザ素子の各層の膜厚・組成を次のものとしたものである。n-GaN基板1001（膜厚30〜300μm）、n-GaN第1中間層1002（膜厚0〜2.0μm）、n-In_{0.2}Ga_{0.8}N（0.01≤x≤0.02）第2中間層1012（膜厚0〜0.1μm）、n-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（0.05≤x1≤0.02）下部クラッド層1003（膜厚0.6〜1.0μm）、n-In_{0.1}Ga_{0.9}N（y1≤b1）下部ガイド層1004（膜厚d1[μm]）、1nmGa-xN井戸層、1nmGa-xN（b2<b1）障壁層との交互多層構造からなる量子井戸活性層1005（発光波長370〜440nm、総膜厚Wa[μm]）、Al_{0.1}Ga_{0.9}N（0≤z1≤0.03）下部キャップ層1006（膜厚0〜50nm）、p-In_{0.2}Ga_{0.8}N（y2≤b1）上部ガイド層1007（膜厚d2[μm]）、p-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（0≤z1≤0.03）上部キャップ層1013（膜厚0〜50nm）、p-Al_{0.1}Ga_{0.9}N（0.05≤x2≤0.02）上部クラッド層1008（膜厚0.4〜1.0μm）、p-GaNコンタクト層1009（膜厚0〜10μm）。ただし、d=(d1+d2)/2、y=(y1x1+d1+y2x2)/2、5≤Wa≤60、y≥0.003/d-0.003+(0.007-0.002×Wa)+(-0.010+0.10×x)の関係式を満たす。

【0077】本実施の形態の半導体レーザ素子の構成において、F/Pを測定したところ、図2のように単峰のプロファイルが得られ、リッジはほとんど見られず、良好な放射特性が得られることが判明した。

【0078】さらに、ガイド層の組成、膜厚の範囲を、y≥0.003/d+0.002+(0.007-0.002×Wa)+(-0.010+0.10×x)の関係

式を満たすように限定したところ、実施の形態1に記載したのと同じ理由により、ウェハー内にF/Pの正面付け近のリッジが生じってしまう素子が現われることが防止され、望ましい。

【0079】【実施の形態6】本半導体レーザ素子1100は、実施の形態4の半導体レーザ素子900の変形例であり、n-GaN基板901（膜厚70μm）をサブレイタ基板1101（膜厚60μm）とし、電極111をn-GaN中間層1102に接続する構成とした点を除く、半導体レーザ素子900と同じである。

【0080】本実施の形態の半導体レーザ素子1100の構成において、F/Pを測定したところ、通常は、図2のように単峰のプロファイルが得られ、リッジは見られず、良好な放射特性が得られることが判明した。ただし、素子によっては、リッジが20%程度の確率で見られることがあった。これは、導波路の近傍にサブレイタ/GaNの接合、屈折率の大きく異なる界面が存在しているために、そこで反射が生じ、n-GaN層の膜厚のバラツキにより、反射面の導波路との結合条件が微妙に変動し、最悪のケースでは、若干のリッジが発生してしまつたためである。しかしながら、ガイド層の条件を実施の形態1ないし3に示した条件に設定することで、そのような場合、例えば従来の技術のようにガイド層をGaNで構成した場合と比較すると、格段に光学的特性は向上しており、平均的にはほとんどリッジの無いF/P特性が得られるものであり、本実施の形態の採に、サブレイタ基板を用いた場合においても、本発明の効果を確認できた。サブレイタ基板の適用は、同様、実施の形態1、2、3、5の半導体レーザ素子に対して

も可能であり、同様の効果が確認できた。

【0081】【実施の形態7】半導体レーザ素子1200を図12に示す。半導体レーザ素子1200は、実施の形態1の半導体レーザ素子1000の活性層105を、Ga_{0.9}In_{0.1}P_{0.1}（e1は約0.03）井戸層（膜厚2nm）とGa_{0.9}N_{0.2}P_{0.2}（e2は約0.01）障壁層（膜厚4nm）との交互多層構造からなる3重量子井戸活性層1205（発光波長400nm、総膜厚1nm）とした点を除く、実施の形態1と同様の構成である。本実施の形態においても、実施の形態1と同様に光学的特性に優れた半導体レーザ素子1200が得られた。また、活性層1205の組成を若干変更させたところ、発光波長360〜550nmの範囲で、同様の効果が得られた。

【0082】【実施の形態8】半導体レーザ素子1300は、実施の形態1の半導体レーザ素子100の活性層105を、Ga_{0.9}N_{0.2}As_{0.2}（e2は約0.02）井戸層（膜厚3nm）と1nmGa-xN（b2は約0.05）障壁層（膜厚5nm）との交互多層構造からなる2重量子井戸活性層1305（発光波長440nm、総膜厚21nm）とした他は、実施の形態1と同様の構成である。

【0083】【実施の形態9】半導体レーザ素子1400を図14に示す。半導体レーザ素子1400は、実施の形態1の半導体レーザ素子100の活性層105を、Al_{0.1}In_{0.1}Ga_{0.8}N_{0.1}In_{0.1}P_{0.1}As_{0.1}（0≤a1, 0≤b1, a1+b1≤1, 0≤e1, 0≤f1, e1+f1<0.5）井戸層とAl_{0.1}In_{0.1}Ga_{0.8}N_{0.1}P_{0.1}As_{0.1}（0≤a2+b2≤1, 0≤e2, 0≤f2, e2+f2<0.5）障壁層との交互多層構造からなる活性層1405（発光波長360〜550nm、総膜厚5〜50nm）とした他は、実施の形態1と同様の構成である。

【0084】本実施の形態においても、実施の形態1と同様に光学的特性に優れた半導体レーザ素子が得られた。

【0085】以上の実施の形態の中では、上下のガイド層をInGa-Nとして説明してきたが、本発明の適用はこれに限られるものではなく、GaNに添加するとその屈折率の大きくなるようなIn以外の他の元素、例えば、As、P、Tl等を添加した材料を添加した材料であってもよい。すなわち、ガイド層を、GaNAs、GaN_{0.9}P、GaN_{0.9}As、InGa_{0.9}N、InGa_{0.9}As、TiGa_{0.9}N、TiInGa_{0.9}N等としてもよい。特に、GaNAsの場合、これまでの実施の形態の中で説明してきたIn組成の6分の1をAsとすることで、蒸発された組成の範囲で、同様の効果が得られる。特に、GaN_{0.9}Pの場合、これまでの実施の形態の中で説明してきたIn組成の4分の1をP組成とすることで、蒸発された組成の範囲で、同様の効果が得られる。

【0086】さらに、本発明の半導体レーザ素子は、さまざまな実施形態の組み合わせも含み得ることは当業者には明らかである。

【0087】【実施の形態10】図15は、本実施の形態の光学式情報再生装置1500を示す。基台21、基台21上に設置された実施の形態1の半導体レーザ素子100、コリメータレンズ3、ビームスプリッタ24、対物レンズ25、光ファイバ26、反射光を集光するためのレンズ27、集光された光を射出する光射出器28とからなっている。この光学式情報再生装置1500において、半導体レーザ素子100から射出したレーザ光は、コリメータレンズ23で平行光もしくは平行に近い光に変換され、ビームスプリッタ24を透過して、対物レンズ25により光ファイバ26の情報記録面に集光される。光ファイバ26の情報記録面には、凹凸もしくは磁気変調もしくは屈折率変調によりビット情報書き込まれている。集光されたレーザ光は、そこで反射さ

ある。本実施の形態においても、実施の形態1と同様に光学的特性に優れた半導体レーザ素子が得られた。また、活性層の組成を若干変更させたところ、発光波長360〜550nmの範囲で、同様の効果が得られた。

【0088】【実施の形態11】半導体レーザ素子1500を図16に示す。半導体レーザ素子1500は、実施の形態1の半導体レーザ素子100の活性層105を、Al_{0.1}In_{0.1}Ga_{0.8}N_{0.1}In_{0.1}P_{0.1}As_{0.1}（0≤a1, 0≤b1, a1+b1≤1, 0≤e1, 0≤f1, e1+f1<0.5）井戸層とAl_{0.1}In_{0.1}Ga_{0.8}N_{0.1}P_{0.1}As_{0.1}（0≤a2+b2≤1, 0≤e2, 0≤f2, e2+f2<0.5）障壁層との交互多層構造からなる活性層1505（発光波長360〜550nm、総膜厚5〜50nm）とした他は、実施の形態1と同様の構成である。

【0089】本実施の形態においても、実施の形態1と同様に光学的特性に優れた半導体レーザ素子が得られた。

【0090】以上の実施の形態の中では、上下のガイド層をInGa-Nとして説明してきたが、本発明の適用はこれに限られるものではなく、GaNに添加するとその屈折率の大きくなるようなIn以外の他の元素、例えば、As、P、Tl等を添加した材料を添加した材料であってもよい。すなわち、ガイド層を、GaNAs、GaN_{0.9}P、GaN_{0.9}As、InGa_{0.9}N、InGa_{0.9}As、TiGa_{0.9}N、TiInGa_{0.9}N等としてもよい。特に、GaNAsの場合、これまでの実施の形態の中で説明してきたIn組成の6分の1をAsとすることで、蒸発された組成の範囲で、同様の効果が得られる。特に、GaN_{0.9}Pの場合、これまでの実施の形態の中で説明してきたIn組成の4分の1をP組成とすることで、蒸発された組成の範囲で、同様の効果が得られる。

【0091】さらに、本発明の半導体レーザ素子は、さまざまな実施形態の組み合わせも含み得ることは当業者には明らかである。

【0092】【実施の形態12】図17は、本実施の形態の光学式情報再生装置1700を示す。基台21、基台21上に設置された実施の形態1の半導体レーザ素子100、コリメータレンズ3、ビームスプリッタ24、対物レンズ25、光ファイバ26、反射光を集光するためのレンズ27、集光された光を射出する光射出器28とからなっている。この光学式情報再生装置1700において、半導体レーザ素子100から射出したレーザ光は、コリメータレンズ23で平行光もしくは平行に近い光に変換され、ビームスプリッタ24を透過して、対物レンズ25により光ファイバ26の情報記録面に集光される。光ファイバ26の情報記録面には、凹凸もしくは磁気変調もしくは屈折率変調によりビット情報書き込まれている。集光されたレーザ光は、そこで反射さ

れ、対物レンズ25を通してヒームアップク24によって分岐され、反射光を集光するためのレンズ27によって光検出器28に集光され、光学的に検出された信号を電気的信号に変換して記録情報の読み取りが行われる。

【0088】本実施の形態の光学式情報再生装置1500においては、FFPのリソグラフィの形成された光学特性の良好な半導体レーザ素子100を用いたので、対物レンズ25により光ダイアム26の情報記録面に高解像に集光され、その結果、 $5\text{ M}/\text{mm}^2$ もの高密度で記録された光ダイアムから、ビット誤り率 10^{-6} で、書き込まれた情報を読み出すことができた。

【0089】一方、比較例として、半導体レーザ素子1000のGaNに従来の半導体レーザ素子1600のようにGaNを用いた半導体レーザ素子を図15における半導体レーザ素子100に比べて用いたところ、同様の条件のもとで、ビット誤り率 10^{-3} であり、実用に適さなかった。このように高密度に記録された光ダイアムから、低誤り率で情報を読み出したことにより、本実施の形態の光学式情報再生装置1500によれば、光ダイアム上への高解像の集光が可能となったことが確認された。

【0090】さらに、本実施の形態の光学式情報再生装置における半導体レーザ素子100を表施の形態2～9の半導体レーザ素子に置換したところ、いずれの場合においても、上述の条件で、ビット誤り率 $10^{-5} \sim 10^{-7}$ が達成され、光ダイアム上への高解像の集光が可能となったことが確認された。

【0091】

【発明の効果】本発明によれば、窒化ガリウム系半導体を用いた半導体レーザ素子において、ガイド層の構成を所定のものとするにより、単峰でリソグラフィの抑制されたフーリエ変換パターンを実現でき、光学的特性の優れた半導体レーザ素子を提供できる。本発明によれば、光学式情報再生装置において、このような半導体レーザ素子を用いることにより、高解像で集光できるようなになり、高密度に記録された光ダイアムの読み取りが可能になる。

【面の簡単な説明】

【図1】本発明の第1の実施形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図2】本発明の半導体レーザ素子のFFP特性を示す図である。

【図3】ガイド層1n組成と等価屈折率の関係を示す図である。

【図4】本発明の半導体レーザ素子のガイド層条件を示す図である。

【図5】本発明の第2の実施形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図6】活性層厚を変化させたときのガイド層条件を

示す図である。

【図7】本発明の第3の実施形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図8】クラッド層A1組成を変化させたときのガイド層条件を示す図である。

【図9】本発明の第4の実施形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図10】本発明の第5の実施形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図11】本発明の第6の実施形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図12】本発明の第7の実施形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図13】本発明の第8の実施形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図14】本発明の第9の実施の形態の半導体レーザ素子を示す図である。

【図15】本発明の光学式情報再生装置を示す図である。

【図16】従来の技術の半導体レーザ素子を示す図である。

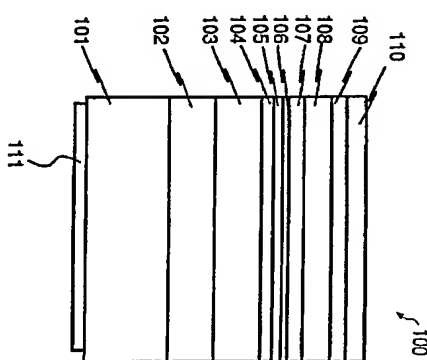
【図17】従来の技術の半導体レーザ素子のFFP特性を示す図である。

【符号の説明】

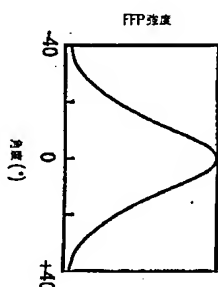
101	n-GaN基板
102	n-GaN中間層
103	n-Al _{0.1} Ga _{0.9} In下部クラッド層
104	n-InGaIn下部ガイド層
105	量子井活性層
106	Al _{0.1} Ga _{0.9} Inキャップ層
107	p-InGaIn上部ガイド層
108	p-Al _{0.1} Ga _{0.9} In上部クラッド層
109	p-GaNコンタクト層
110, 111	電極
504	n-InGaIn下部ガイド層
505	量子井活性層
507	p-InGaIn上部ガイド層
703	n-Al _{0.1} Ga _{0.9} In下部クラッド層
705	量子井活性層
708	p-Al _{0.1} Ga _{0.9} In上部クラッド層
901, 1001	n-GaN基板
902, 1002	n-GaN中間層
903, 1003	n-Al _{0.1} Ga _{0.9} In下部クラッド層
904, 1004	n-InGaIn下部ガイド層
905, 1005	量子井活性層
906, 1006	p-Al _{0.1} Ga _{0.9} In上部クラッド層
907, 1007	p-InGaIn上部ガイド層

908, 1008	p-Al _{0.1} Ga _{0.9} In上部クラッド層
909, 1009	p-GaNコンタクト層
910, 911, 1010, 1011	電極
912	n-InGaIn中間層
913	p-Al _{0.1} Ga _{0.9} Inキャップ層

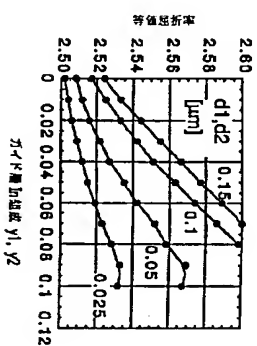
【図1】



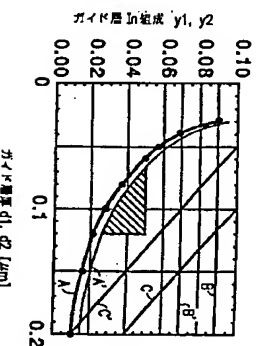
【図2】



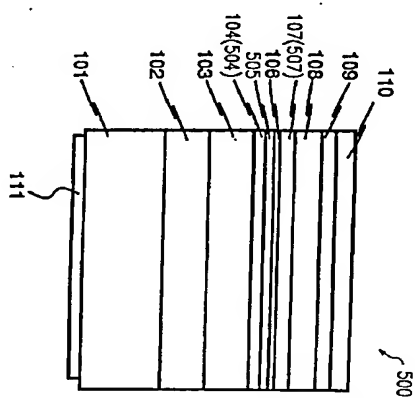
【図3】



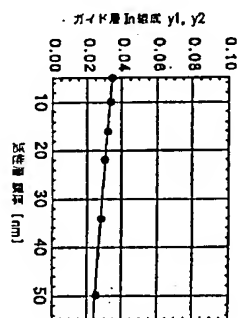
【図4】



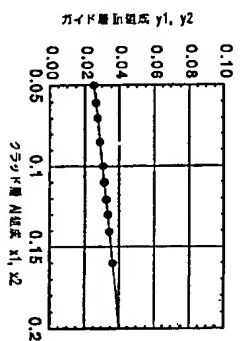
【図5】



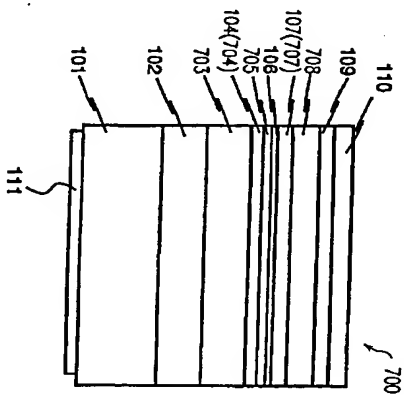
【図6】



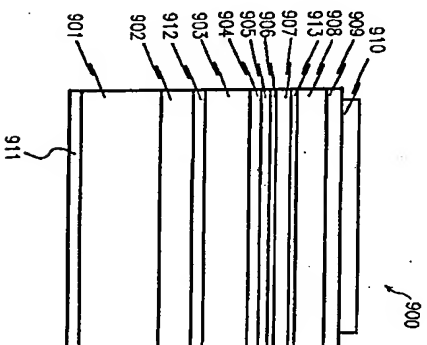
【図8】



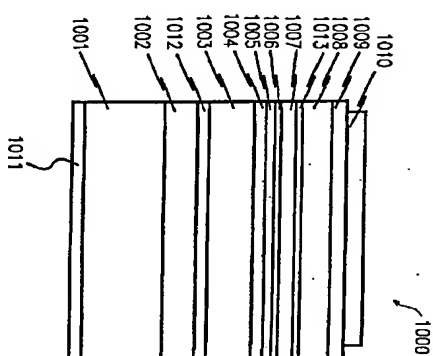
【図7】



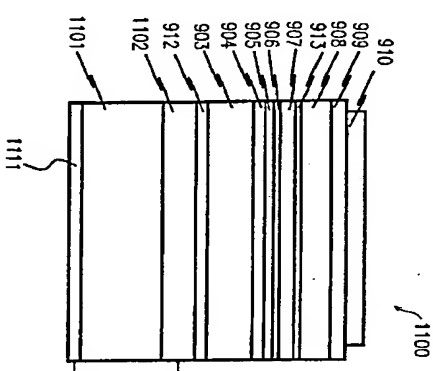
【図9】



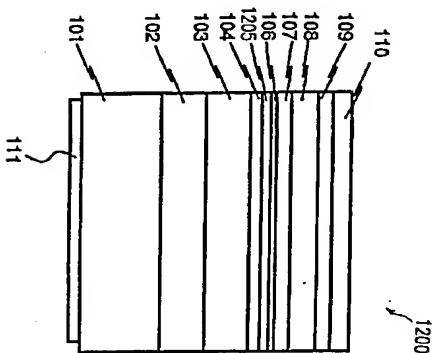
【図10】



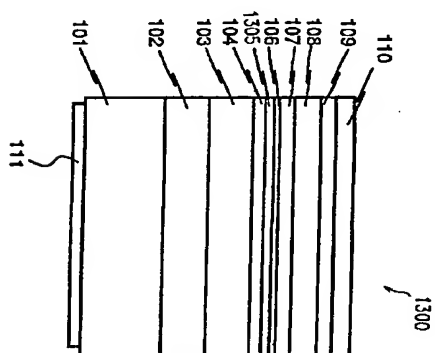
【図11】



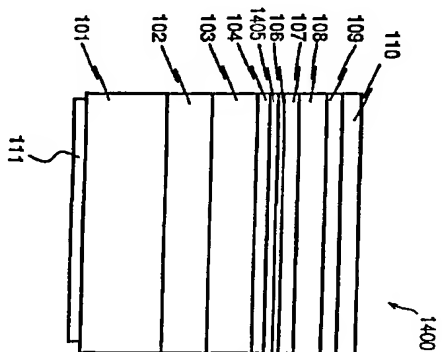
【図12】



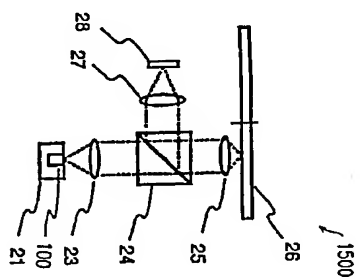
【図13】



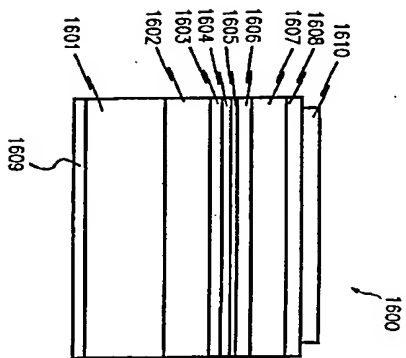
【図14】



【図15】



【図16】



【図17】

